ISSN 2524-0544

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ

НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ УКРАЇНИ
«КИЇВСЬКИЙ ПОЛІТЕХНІЧНИЙ ІНСТИТУТ
ІМЕНІ ІГОРЯ СІКОРСЬКОГО»

НАВЧАЛЬНО-НАУКОВИЙ ІНСТИТУТ МАТЕРІАЛОЗНАВСТВА
ТА ЗВАРЮВАННЯ ІМ. Є. О. ПАТОНА

XVII Міжнародна науково-технічна
конференція

«Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2025»

100 років кафедрі ливарного виробництва КПІ:
виклики, досягнення, інновації

Україна, Київ
2025

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ

НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ УКРАЇНИ «КИЇВСЬКИЙ ПОЛІТЕХНІЧНИЙ ІНСТИТУТ ІМЕНІ ІГОРЯ СІКОРСЬКОГО»

НАВЧАЛЬНО-НАУКОВИЙІНСТИТУТ МАТЕРІАЛОЗНАВСТВА ТА ЗВАРЮВАННЯ ІМ. Є. О. ПАТОНА



XVII Міжнародна науково-технічна конференція

«Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2025»

100 років кафедрі ливарного виробництва КПІ: виклики, досягнення, інновації

Україна, Київ

2025

УДК 621.74-027.31(082)
ББК 34.61я43
Н73

У збірнику представлено матеріали, які висвітлюють актуальні проблеми ливарного виробництва: розроблення прогресивних ресурсозаощадних технологій, одержання литих виробів із різних металів і сплавів у разових ливарних формах і спеціальними способами лиття, фізико-хімічні основи технології металів і сплавів, теорія кристалізації і твердіння виливків, розроблення і використання перспективних формувальних матеріалів і сумішей, сучасні технології виготовлення ливарних форм і стрижнів, моделювання технологічних процесів ливарного виробництва.

XVII Міжнародна науково-технічна конференція «Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2025»: матеріали науково-технічної конференції, 25-26 вересня 2025 р., Київ / загальна редакція Р. В. Лютий. – Київ: КПІ ім. Ігоря Сікорського, 2025. – 566 с.

Відповідальність за інформацію у наданих матеріалах несуть автори.

Технічний редактор: М. М. Ямшинський
Комп’ютерна верстка: І. В. Лук’яненко

УДК 621.74-027.31(082)
ББК 34.61я43
ISSN 2524-0544

© КПІ ім. Ігоря Сікорського, НН ІМЗ ім. Є.О. Патона, 2025

ПРОГРАМНИЙ КОМІТЕТ

Голова – Ямшинський М.М., д.т.н., проф., завідувач кафедри ливарного виробництва (ЛВ), КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ

Шинський О.Й., д.т.н., проф., Президент Асоціації ливарників України, Київ

Нарівський А.В., д.т.н., чл.-кор. НАН України, директор ФТІМС НАН України, Київ

Бурбелко А.О, д.т.н., проф., Науково-Технічний Університет AGH ім. Станіслава Сташіца, м. Краків (Польща)

Дашич Предраг, проф. Вищої технічної школи, м. Трстенец (Сербія)

Мустафа Бабанли, д.т.н., проф., ректор Азербайджанського державного університету нафти і промисловості (Азербайджан)

Ісмаїлов Нізамі Шайіогли, д.т.н., проф., кафедра ливарного виробництва та зварювання, Азербайджанський технічний університет (Азербайджан)

Рімвідас Стоніс, д.т.н., проф., Вільнюський технічний університет ім. Гедімініса, м. Вільнюс (Литва)

Рюдігер Бер, проф., зав. кафедрою ЛВ і ОМТ Університету ім. Отто фон Геріке, м. Магдебург (Німеччина)

Міхал Бембенек, д.т.н., проф., Науково-Технічний Університет AGH ім. Станіслава Сташіца, м. Краків (Польща)

Михайло Пашечко, д.т.н., проф., Люблінський технологічний університет, м. Люблін (Польща)

Крістіан Барц, PhD, проф., Технічний університет Клуж-Напока, Північний університетський центр Бая-Маре (Румунія)

Ольга Попович, д.т.н., Технічний університет Мюнхена (Німеччина)

Роп’як Л.Я., д.т.н., проф., Івано-Франківський національний технічний університет нафти і газу, м. Івано-Франківськ

Петрик І.Я., к.т.н., доцент, Івано-Франківський національний технічний університет нафти і газу, м. Івано-Франківськ

Пономаренко О.І., д.т.н., проф., віце-президент Асоціації ливарників України, м. Харків

Наумик В.В., д.т.н., проф, Проректор з міжнародної роботи НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя

Турчанін М.А., д.х.н., проф, Проректор з наукової роботи, управління розвитком і міжнародних зв'язків ДДМА, м. Краматорськ

Фесенко А.М., к.т.н., проф., Перший проректор ДДМА, м. Краматорськ

Верховлюк А.М., д.т.н., проф., ФТІМС НАН України, Київ

Барабаш М.Ю. д.т.н, с.н.с., Технічний центр НАН України, м. Київ, Україна

Мініцький А.В. д.т.н., проф., КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ

Лисенко Т.В., д.т.н., проф, зав. кафедрою КМ та ІМ, НУ «Одеська політехніка», м. Одеса

Хричиков В.Є., д.т.н., проф, зав. кафедрою ЛВ, УДУНТ, м. Дніпро

Іванов В.Г., д.т.н., доцент, завідувач кафедри МіТЛВ, НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя

Лук’яненко І.В., к.т.н., вчений секретар, кафедра ЛВ, КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ

Федоров Г.Є., к.т.н., доцент, ФТІМС НАН України, Київ

Гурія І.М., к.т.н., доцент, кафедра ЛВ, КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ

Могилатенко В.Г., д.т.н., проф., кафедра ЛВ, КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ

Кочешков А.С., к.т.н., доцент, кафедра ЛВ, КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ

Лютий Р.В., д.т.н., професор, кафедра ЛВ, КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ

Доній О.М., д.т.н., професор, кафедра ФМТО, КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ

ОРГАНІЗАЦІЙНИЙ КОМІТЕТ

Смірнова Я.О., кафедра ЛВ, КПІ ім. Ігоря Сікорського

Устименко А.І., кафедра ЛВ, КПІ ім. Ігоря Сікорського

Кивгило Б.В., кафедра ЛВ, КПІ ім. Ігоря Сікорського

ЗМІСТ

Ямшинський М. М., Лютий Р. В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ) КАФЕДРА ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА: 25 КРОКІВ ДО УСПІХУ 13

Ямшинський М. М., Лютий Р. В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ) ВИЗНАЧНІ ДОСЯГНЕННЯ СТУДЕНТІВ КАФЕДРИ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА 19

Bernatskyi A., Bondarieva V., Lukashenko V., Nabok T., Siora O. (E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, Kyiv, Ukraine) EXPERIMENTAL STUDY OF FIBERGLASS COMPOSITE DEGRADATION UNDER HIGH-POWER LASER RADIATION 25

Koshelev M. V., Prigunova A. G., Shenevidko L. K., Vernidub A. G. (PTIMA NAS of Ukraine, Kyiv) THE INFLUENCE MANGANESE ON THE PREDICTION THIXOFORMABILITY OF FE-CONTAINING AL-SI BASED ALLOYS 27

Kostetskyi Yu., Trykozenko D. (Paton welding institute NASU, Kyiv) STUDY OF JET FOUNTAINING AND LIQUID STEEL SPREADING DURING THE INITIAL STAGE OF LARGE HORIZONTAL INGOT CASTING 32

Protsenko V., Kasyan O. (KhNTU, Kherson-Khmelnytskyi) METHODOLOGY FOR DETERMINING THE COST OF PRODUCTS MADE FROM NEW COMPOSITE MATERIALS 39

Smetankina N.[1], Misiura Ie.[2], Misiura S.[1, 3] ([1] Anatolii Pidhornyi Institute of Power Machines and Systems of the National Academy of Sciences of Ukraine, Kharkiv; [2]S. Kuznets KhNUE, Kharkiv; [3]NTU "KhPI") DEFORMATION MODELING OF COMPOSITE PLATES WITH COMPLEX SHAPE UNDER IMPACT LOADING 45

Smetankina N.[1], Sychova T.[2], Sychov A.[2] ([1]Anatolii Pidhornyi Institute of Power Machines and Systems of the National Academy of Sciences of Ukraine, Kharkiv; [2]State Biotechnological University, Kharkiv) DETERMINATION OF OPTIMAL CONFIGURATION OF LAYERED COMPOSITE UNDER STATIC LOADING 48

Voron M. M.[1], Tymoshenko A. M.[1], Semenko A. Yu.[1], Skorobagatko Yu. P.[1], Smirnov O. M.[1], Schwab S. L.[2] ([1]PTIMA of the NAS of Ukraine, Kyiv; [2]E. O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, Kyiv) THE INFLUENCE OF NON-METALLIC INCLUSIONS ON HOT ROLLING CRACKING DEFECTS OF INDUCTION-MELTED Fe-Mn-Al-Si-Ni-Cr-V-C LIGHTWEIGHT STEELS 49

Yamshinska Nataliia, Kutsenok Neonila, Meleshko Inna (Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute, Kyiv) HOW ONLINE COLLABORATION ENHANCES VOCABULARY LEARNING IN ENGLISH FOR ENGINEERING PURPOSES (EEP) 54

Yavorskyi Y. V. (National Technical University of Ukraine "Kyiv Polytechnical Institute", Kyiv, Ukraine) IMPACT OF MECHANICAL TREATMENT DURATION ON THE NANOPOWDER COMPOSITES BASED ON THE TRANSITION AND SEMIMETALS OXIDES 59

Yefanov V. S.[1], Osipchuk R. B.[1], Laptieva H. M[2]., Ovchynnykov O. O.[1] ([1]USUST, Dnipro; [2]NU "Zaporizhzhia Polytechnic", Zaporizhzhia) BIOCOMPATIBLE ZR-TI-NB ALLOY FOR MEDICAL IMPLANTS: CHARACTERIZATION OF PROPERTIES AND COMPARISON WITH TI-6AL-4V 62

Аджамський С. В. [1, 2], Кононенко Г. А. [1, 3, 4], Бадюк С. І. [1, 5], Подольський Р. В. [1, 3, 5], Балаханова Т. В. [3] ([1]ТОВ АЛТ Україна, м. Одеса; [2]ІТСТ НАНУ, м. Дніпро; [3]ІЧМ НАНУ, м. Дніпро; [4]НТУ «Дніпровська Політехніка», м. Дніпро, [5]ІПСУ НАНУ, м. Київ) РОЗРОБКА РЕКОМЕНДАЦІЙ ЩОДО РЕЖИМІВ ДРУКУ ЗАДЛЯ МІНІМІЗАЦІЇ ШОРСТКОСТІ ПОВЕРХНІ ДЕТАЛЕЙ, ВИГОТОВЛЕНИХ МЕТОДОМ LPBF 67

Алексеєв А. Є., Березюк О. В. (ВНТУ, м. Вінниця) АПРОКСИМАЦІЯ НЕЛІНІЙНОЇ ЗАЛЕЖНОСТІ ВТРАТ РОБОЧОЇ РІДИНИ В ПРОЦЕСІ ЗНОСУ ГІДРОЦИЛІНДРА МЕХАНІЗМУ УЩІЛЬНЮЮЧОЇ ПЛИТИ СМІТТЄВОЗА 72

Афтанділянц Є. Г. (ФТІМС НАН України, Київ) МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСУ ЛИВАРНОЇ УСАДКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ СТАЛЕЙ 82

Афтанділянц Є. Г. (ФТІМС НАН України, Київ) ПРИСТРІЙ ДЛЯ ВИВЧЕННЯ ТРІЩИНОСТІЙКОСТІ ЛИВАРНИХ СТАЛЕЙ ПРИ ЗАТВЕРДІННІ 88

Афтанділянц Є. Г. (ФТІМС НАН України, Київ) ПРОГНОЗУВАННЯ ВПЛИВУ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ НА ПРОГАРТОВАНІСТЬ ЛИВАРНИХ КОНСТРУКЦІЙНИХ СТАЛЕЙ 96

Бабаченко О. І., Кононенко Г. А., Подольський Р. В., Сафронова О. А. (ІЧМ НАНУ, м. Дніпро) ТРАНСФОРМАЦІЯ МІКРОСТРУКТУРИ ЗАЛІЗНИЧНОГО ОБОДУ ПІД ДІЄЮ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ НАВАНТАЖЕНЬ 99

Бабаченко О. І.[1], Кононенко Г. А.[2], Кімстач Т. В.[3], Подольський Р. В.[1], Сафронова О. А.[1] ([1]ІЧМ НАНУ, м. Дніпро; [1]НТУ «Дніпровська Політехніка», м. Дніпро; [2]УДУНТ, м. Дніпро) ОСНОВНІ СТРАТЕГІЇ ПІДВИЩЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ХАРАКТЕРИСТИК ТОВСТОЛИСТОВОГО ПРОКАТУ З ЕКОНОМНОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ 102

Бажміна Е. А. (НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя) ЕЛЕКТРОРЕОЛОГІЧНІ РІДИНИ В ДОПОМІЖНИХ СИСТЕМАХ РОБОТИЗОВАНОГО ЗВАРЮВАННЯ 105

Бажміна Е. А. (НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя) НАКОПИЧУВАЛЬНЕ ОЦІНЮВАННЯ В СИСТЕМІ ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ ЯКОСТІ ВИЩОЇ ОСВІТИ 107

Биба Є. Г., Яковець Л. А., Коваленко В. В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ) ВПЛИВ ФІЗИЧНИХ ХАРАКТЕРИСТИК НАПОВНЮВАЧА НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ПОРИСТОГО ЛИТОГО АЛЮМІНІЮ 109

Бєлік В. І., Пригунова А. Г., Дука В. М. (ФТІМС НАН України, Київ) ЕФЕКТИВНІСТЬ ВПЛИВУ ЛІГАТУРИ AlTi5, ОТРИМАНОЇ ШВИДКІСНИМ ОХОЛОДЖЕННЯМ, НА ФОРМУВАННЯ ГЛОБУЛЯРНОЇ СТРУКТУРИ ЗАГОТОВОК ДЛЯ РЕОЛИТТЯ ЗІ СПЛАВУ АК7ч 111

Білий Р. Ю.[1], Єфанов В. С.[1], Лаптєва Г. М.[2], Овчинников О. О.[1] ([1]УДУНТ, м. Дніпро; [2]НУ «Запорізька політехніка», м.Запоріжжя) РОЗРОБКА ПРОМИСЛОВОЇ ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ СПЛАВУ Zr–Nb–Ti З НАСТУПНИМИ ДЕФОРМАЦІЙНОЮ ТА ТЕРМІЧНОЮ ОБРОБКАМИ 113

Білий Р. Ю.[1], Єфанов В. С.[1], Лаптєва Г. М.[2], Овчинников О. О.[1] ([1]УДУНТ, м. Дніпро; [2]НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя) БІОСУМІСТНІ СПЛАВИ ДЛЯ МЕДИЧНИХ ІМПЛАНТАТІВ 117

Бірюкович Л. О., Соловйова Т. О. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ) ВИКЛИКИ ДИСТАНЦІЙНОГО ВИКЛАДАННЯ ДИСЦИПЛІН З КРИСТАЛОГРАФІЇ ТА ШЛЯХИ ЇХ ПОДОЛАННЯ 120

Бурмак А. П., Волошко С. М., Вислий О. А. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ) МІКРОТВЕРДІСТЬ ФАЗОВИХ СКЛАДОВИХ СПЛАВУ Ti-6Al-4V, ВИГОТОВЛЕНОГО СЕЛЕКТИВНИМ ЛАЗЕРНИМ ПЛАВЛЕННЯМ 129

Величкович А. С., Витвицький В. С. (Івано-Франківський національний технічний університет нафти і газу, м. Івано-Франківськ) ЧИСЛОВА МОДЕЛЬ ВЗАЄМОДІЇ ЗВ'ЯЗАНОЇ СИСТЕМИ ЦИЛІНДРИЧНИХ ШТАМПІВ З ТОНКОСТІННОЮ ОБОЛОНКОЮ 143

Візняк Р. І. (Український державний університет залізничного транспорту, м. Харків) КОНСТРУКЦІЙНІ ОСОБЛИВОСТІ ПІВВАГОНА З ГЛУХИМ КУЗОВОМ НОВОГО ПОКОЛІННЯ 148

Гнатуш В. А. (незалежний аналітик, Київ) РОЗВИТОК ІНТЕЛЕКТУАЛЬНОГО ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА В ПЕРШІЙ ЧВЕРТІ ХХІ СТОЛІТТЯ 152

Гнатуш В. А. (незалежний аналітик, Київ) ТЕНДЕНЦІЇ РИНКУ МЕТАЛЕВИХ ВИЛИВКІВ УКРАЇНИ В 2018-2024 РОКАХ 156

Голубець В. М.[1], Пашечко М. І[2]., Шпуляр Ю. С.[1], Гасій О. Б.[1] ([1]НЛТУ України, м. Львів; [2]Люблінська політехніка, м. Люблін, Польща) ТРИБОЛОГІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЕЛЕКТРОІСКРОВИХ ПОКРИТТІВ ІЗ ПОРОШКОВИХ ДРОТІВ У КОНТАКТІ З ДЕРЕВИНОЮ 159

Голубець В. М.[1], Пашечко М. І[2]., Шпуляр Ю. С.[1], Гасій О. Б.[1] ([1]НЛТУ України, м. Львів; [2]Люблінська політехніка, м. Люблін, Польща) ХАРАКТЕРИСТИКИ МІЦНОСТІ ЕЛЕКТРОІСКРОВИХ ПОКРИТТІВ ІЗ ПОРОШКОВИХ ДРОТІВ ПІД ЧАС ФРЕЗЕРУВАННЯ ДЕРЕВИНИ ***163***

Гончарук О. О., Головко Л. Ф., Кагляк О. Д., Волошко С. М., Бурмак А. П., Данилейко О.О. (КПІ ім. Ігоря Сікорського», Київ) АЛМАЗОВМІСНІ БРОНЗОВІ ПОКРИТТЯ НА СТАЛІ З ВИКОРИСТАННЯМ ЛАЗЕРНОГО ВИПРОМІНЮВАННЯ ***168***

Горбачов А. С., Піонткевич О. В. (ВНТУ, м. Вінниця) ОГЛЯД МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ СОНЯЧНИХ ЕЛЕКТРОСТАНЦІЙ ***172***

Гурія І. М., Лобода П. І., Руденький С. О., Смірнова Я. О. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ) МІДНО-НІКЕЛЕВІ МАТЕРІАЛИ ДЛЯ РОБОТИ В УМОВАХ ВИСОКОШВИДКІСНОГО ДЕФОРМУВАННЯ ***177***

Гурія І. М., Смірнова Я. О., Прокопенко О. М. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ) МІКРОСТРУКТУРА ШАРУВАТОГО ТИТАН-АЛЮМІНІЄВОГО КОМПОЗИТУ СИСТЕМИ ВТ1-0/АК12 ..... ***181***

Дорошенко В. С. (ФТІМС НАН України, Київ) 3Д-ДРУК ЛИВАРНИХ ФОРМ ДЛЯ КРУПНОТОННАЖНОГО ЛИТТЯ: VOXELJET VX9000 – НОВИЙ КРОК ЦИФРОВІЗАЦІЇ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА ***184***

Дорошенко В. С. (ФТІМС НАН України, Київ) ЦИФРОВИЙ ІНСТРУМЕНТАРІЙ МАШИНОБУДУВАННЯ: САМ-СИСТЕМИ, ШІ ТА АДИТИВНЕ ВИРОБНИЦТВО МЕТАЛОПРОДУКЦІЇ ***187***

Дорошенко В. С., Шейгам В. Ю. (ФТІМС НАН України, Київ) АЛЮМІНІЙ У ТЕХНІЦІ: 200 РОКІВ ВІД ВІДКРИТТЯ ДО ІНЖЕНЕРНОЇ ДОСКОНАЛОСТІ ***190***

Дорошенко В. С. (ФТІМС НАН України, Київ) ДО 70-РІЧЧЯ СТВОРЕННЯ ШТУЧНОГО ІНТЕЛЕКТУ ТА ЙОГО МОЖЛИВОСТІ ЗАСТОСУВАННЯ В ЛИВАРНОМУ ВИРОБНИЦТВІ ***195***

Дорошенко В. С. (ФТІМС НАН України, Київ) ОПТИМІЗАЦІЯ МЕТОДУ ЛИТТЯ З ВАКУУМУВАННЯМ ПОЛІМЕРНОЇ МОДЕЛІ, ЩО ГАЗИФІКУЄТЬСЯ, У ПІЩАНІЙ ФОРМІ ***200***

Дорошенко В. С. (ФТІМС НАН України, Київ) ЛОКАЛЬНЕ ЛЕГУВАННЯ ЛИТИХ ДЕТАЛЕЙ ВІЗКІВ ВАНТАЖНИХ ВАГОНІВ ПРИ ЛИТТІ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ ***206***

Дорошенко В. С. (ФТІМС НАН України, Київ) ВИГОТОВЛЕННЯ МЕТАЛО-ПІЩАНОГО КОМПОЗИТУ МЕТОДОМ ЛИТТЯ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ ***211***

Доценко Ю. В., Селівьорстов В. Ю. (УДУНТ, м. Дніпро) ТЕХНОЛОГІЯ ПІДВИЩЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ВИЛИВКІВ З ЛИВАРНОГО СПЛАВУ АК5М З ВИСОКИМ ВМІСТОМ ЗАЛІЗА ***220***

Дубовик В. Г., Босак А. В., Городецький В. Г., Хандрика І. Т., Хилюк А. О. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ) ОСОБЛИВОСТІ ОПТИМІЗАЦІЇ МАКСИМАЛЬНОЇ ПОТУЖНОСТІ (MPPT) У ФОТОЕЛЕКТРИЧНИХ СИСТЕМАХ ***222***

Дьяченко Ю. Г., Федоров М. М. (ДДМА, м. Краматорськ) ОПТИМАЛЬНЕ ОХОЛОДЖУЮЧЕ СЕРЕДОВИЩЕ ПРИ ІЗОТЕРМІЧНОМУ ГАРТУВАННІ ВУГЛЕЦЕВИХ СТАЛЕЙ ***231***

Євтушенко Н. С., Василець В. О., Пономаренко О. І. (Національній технічний університет «Харківський політехнічний інститут», м. Харків) СТАТИСТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ВПЛИВУ ПАРАМЕТРІВ НА ЯКІСТЬ ЛИТВА ***234***

Євтушенко Н. С., Джанік'ян А. А. (Національній технічний університет «Харківський політехнічний інститут», м. Харків) КОМП'ЮТЕРНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ТА КЕРУВАННЯ ВЗАЄМОДІЄЮ ПІДСИСТЕМ ЛИВАРНОГО КОМПЛЕКСУ ***238***

Євтушенко Н. С., Семенов Є. О. (Національній технічний університет «Харківський політехнічний інститут», м. Харків) ЕКОЛОГІЧНІ НАСЛІДКИ ІНЖЕНЕРНО-ТЕХНОЛОГІЧНИХ РІШЕНЬ У МЕТАЛУРГІЇ ***242***

Євтушенко Н. С., Твердохлєбова Н. Є. (Національній технічний університет «Харківський політехнічний інститут», м. Харків) ПРОФЕСІЙНА ПІДГОТОВКА ТА АДАПТАЦІЯ СПЕЦІАЛІСТІВ З ОХОРОНИ ПРАЦІ ДО УМОВ МЕТАЛУРГІЙНОЇ ГАЛУЗІ.....246

Євтушенко С. Д., Акімов О. В., Пономаренко О. І. (Національній технічний університет «Харківський політехнічний інститут», м. Харків) ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ СПЛАВІВ ПРИ ЛИТТІ З КРИСТАЛІЗАЦІЄЮ ПІД ТИСКОМ 250

Єфімова В. Г., Тимошенко Д. О. (ТОВ «Технічний університет Метінвест політехніка», м. Запоріжжя) ФІЗИКО-ХІМІЧНИЙ МЕХАНІЗМ РОЗЧИНЕННЯ ЧАСТИНОК НЕМЕТАЛЕВИХ ВКЛЮЧЕНЬ У ШЛАКУ ПРОМІЖНОГО КОВША 254

Єфімова В. Г.[1], Тимошенко Д. О.[2] ([1]КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ; [2]ТОВ «Технічний університет Метінвест політехніка», м. Запоріжжя)АДСОРБЦІЯ НЕМЕТАЛЕВИХ ВКЛЮЧЕНЬ З РОЗПЛАВУ СТАЛІ У ПРОМІЖНИХ КОВШАХ МБРЗ.....263

Жовтобрюх В. О., Поліщук Д. В., Алтухов П. М. (Філія КПУ в м. Кременчук) ВПЛИВ НАНОКОМПОЗИТНИХ МАТЕРІАЛІВ НА ЗНОСОСТІЙКІСТЬ ДЕТАЛЕЙ ДВИГУНІВ ВНУТРІШНЬОГО ЗГОРЯННЯ 271

Іванов В. Г., Матвейшин М. В., Зеленюк Ю. О. (НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя) ОСОБЛИВОСТІ ТЕХНОЛОГІЇ ПЛАВЛЕННЯ НЕРЖАВІЮЧИХ АУСТЕНІТНИХ СТАЛЕЙ З БОРОМ.....279

Іванова Л. Х., Колотило Є. В. (УДУНТ, м. Дніпро) СТРУКТУРНІ ПЕРЕТВОРЕННЯ В ВАЛКОВИХ ЧАВУНАХ ПРИ ОХОЛОДЖЕННІ.....280

Іванченко Д. В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ) ЖАРОМІЦНІ АЛЮМІНІЄВО-МІДНІ СПЛАВИ А02950 ТА АМ5 З ЦИРКОНІЄМ.....290

Калюжний П. Б., Дьяченко М. М. (ФТІМС НАН України, Київ) ОЦІНКА ПРОБИВАЄМОСТІ РІДКОСКЛЯНИХ СУМІШЕЙ ЯК НАПОВНЮВАЧА ЛИТИХ МОДУЛІВ 295

Карабут В. М. (ННІ ДМетІ УДУНТ, м. Дніпро) КОМП'ЮТЕРНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСУ ВИНИКНЕННЯ РЕЗОНАНСНИХ ЧАСТОТ КОЛИВАНЬ ПРИ ТОНКОМУ ТОЧІННІ 298

Квасницька Ю. Г.[1], Григоренко С. Г.[2], Ясинська О. О.[1], Кир'якова Н. В.[1] ([1]ФТІМС НАН України, Київ; [2]ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України, Київ) ЗНОСОСТІЙКІСТЬ ТА СТРУКТУРНИЙ СТАН ЗАЕВТЕКТОЇДНИХ СТАЛЕЙ ЛЕГОВАНИХ МІДДЮ.....301

Кивгило Б. В., Лук'яненко І. В., Ямшинський М.М. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ) ОКРЕМІ ТЕХНОЛОГІЧНІ ПАРАМЕТРИ МОДЕЛЕЙ ІЗ ФОТОПОЛІМЕРНИХ СМОЛ, ВИГОТОВЛЕНИХ ЗА ТЕХНОЛОГІЄЮ LCD-ДРУКУ ДЛЯ ТЕХНОЛОГІЇ ЛИТТЯ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ВИТОПЛЮЮТЬ.....307

Коваленко В. В., Биба Є. Г., Мініцький А. В., Кивгило Б. В., Лук'яненко І. В., Ямшинський М. М. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ) ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ ПОРИСТОГО ЛИТОГО АЛЮМІНІЮ ПІД ВПЛИВОМ ГРАНУЛОМЕТРИЧНОГО СКЛАДУ ПОРОУТВОРЮВАЧА 312

Костецький Ю. В. (ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, Київ) ПРОБЛЕМИ ПІДГОТОВКИ ІНЖЕНЕРІВ-МЕТАЛУРГІВ В УКРАЇНІ ТА ШЛЯХИ ЇХ ПОДОЛАННЯ.....314

Костецький Ю. В., Полішко Г. О., Педченко Є. О., Петренко В. Л., Зайцев В. А., Трикозенко Д. І. (ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, Київ) РЕЦИКЛІНГ ВІДХОДІВ ЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ ТА НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ ЕЛЕКТРОШЛАКОВИМ ПЕРЕПЛАВОМ 318

Кудін В. В.[1], Єфременко В. Г.[2], Бойчук Р. В.[1], Шалдін О. М.[1] Голтвяниця В. С.[1], Матвейшин М. В.[1], Кармазін М. О.[1] ([1] НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя; [2] Словацька академія наук, м. Кошице) ТЕХНОЛОГІЇ ПІДВИЩЕННЯ ДОВГОВІЧНОСТІ ЛОПАТОК ГАЗОТУРБІННИХ ДВИГУНІВ ІЗ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ.....325

Кусков Ю. М.[1], Фесенко М. А.[2] ([1]ІЕЗ ім. Є. О. Патона, Київ; [2]ДУІКТ, Київ) ДОСВІД ОТРИМАННЯ КОМПОЗИТНОГО МЕТАЛУ З ВКЛЮЧЕННЯМИ КАРБІДУ КРЕМНІЮ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОЮ НАПЛАВКОЮ В СТРУМОПІДВІДНОМУ КРИСТАЛІЗАТОРІ.....337

Лавренюк А. О. (ВНТУ, м. Вінниця) ПРОГРАМНЕ ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ ДЛЯ КЕРУВАННЯ РОБОЧИМИ ОРГАНАМИ СПЕЦАВТОМОБІЛІВ-СМІТТЄВОЗІВ.....339

Ладарєва Ю. Ю., Рибіцький О. І. (ФТІМС НАН України, Київ) УТИЛІЗАЦІЯ ВІДХОДІВ ПІНОПОЛІСТИРОЛУ ТА ОТРИМАННЯ В'ЯЖУЧИХ МАТЕРІАЛІВ НА ЇХ ОСНОВІ ДЛЯ ВИКОРИСТАННЯ В ЛИВАРНИХ СУМІШАХ.....349

Ланін В. Ю., Доновський І. О., Кононенко А. В., Скребцов А. А., Кононенко Ю. І. (НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя) ПОЛІПШЕННЯ ПРОЦЕСІВ ПРЕСУВАННЯ ТА СПІКАННЯ ТИТАНОВИХ ПОРОШКІВ.....352

Лисенко Т. В. , Дерев'янченко О. Г., Кисельов К. В., Кірілюк В. М. (НУ «Одеська політехніка», м. Одеса) ВИПРОБУВАННЯ СВЕРДЕЛ, ОТРИМАНИХ МЕТОДОМ ГАРЯЧОГО ВИДАВЛЮВАННЯ ІЗ ЗАГОТОВОК, ВІДЛИТИХ У ВОДООХОЛОДЖУВАНИЙ КОКІЛЬ.....355

Лисенков В. Ю. (НТУ «ХПІ», м. Харків) СИСТЕМАТИЗАЦІЯ РЕПРЕЗЕНТАТИВНИХ ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНИХ ДАНИХ ДЛЯ МОДЕЛЮВАННЯ ІМПУЛЬСНОГО УЩІЛЬНЕННЯ В РАМКАХ МОДЕРНІЗАЦІЇ ФОРМУВАЛЬНОГО ОБЛАДНАННЯ.....359

Мазур В. Л. (ФТІМС НАН України, Київ) СТРАТЕГІЧНІ НАПРЯМИ ПОВОЄННОГО РОЗВИТКУ ГІРНИЧО-МЕТАЛУРГІЙНОГО КОМПЛЕКСУ УКРАЇНИ.....368

Максимов С. , Прилипко О. О. (ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України, Київ) ОСОБЛИВОСТІ ДОСЛІДЖЕННЯ ЗВАРЮВАЛЬНОГО ПРОЦЕСУ ПРИ ДІЇ ЗОВНІШНЬОГО ЕЛЕКТРОМАГНІТНОГО ПОЛЯ В УМОВАХ ВОДНОГО СЕРЕДОВИЩА.....375

Масалітіна О. В., Пензєв П. С., Севоян А. А., Акімов О. В. (НТУ «ХПІ», м. Харків) ДОСЛІДЖЕННЯ УТВОРЕННЯ ПРОМІЖНОГО ПОКРИТТЯ ТИТАНОВОЇ ВСТАВКИ.....377

Небожак І. А.[1], Дзевін Є. М.[2], Дерев'янко О. В.[3], Горбачов І. М.[1] ([1]ФТІМС НАН України, Київ; [2]ІМФ ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ; [3]ІПМ ім. І. М. Францевича НАН України, Київ) ГРАНИЦЯ КОРОТКОЧАСНОЇ МІЦНОСТІ ДВОМІРНОГО ЛКМ СИСТЕМИ [СЧ300 – Ст3 – ЧХ3], ОДЕРЖАНОГО У «ПОРОЖНИНІ» ЛИВАРНОЇ ФОРМИ ЗА ЛГМ-ПРОЦЕСОМ.....379

Недужий А. М., Борисов А. Г., Шеневідько Л. К. (ФТІМС НАН України, Київ) ДОСЛІДЖЕННЯ ЗАЛЕЖНОСТІ ТВЕРДОСТІ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ АК7пч ВІД МОРФОЛОГІЇ ТВЕРДОГО РОЗЧИНУ АЛЮМІНІЮ.....385

Недужий А. М., Дука В. М., Вернидуб А. Г. (ФТІМС НАН України, Київ) ВПЛИВ МЕХАНІЧНОГО ПЕРЕМІШУВАННЯ З НАСТУПНОЮ ІМПУЛЬСНОЮ ОБРОБКОЮ НА УТВОРЕННЯ НЕДЕНДРИТНОЇ СТРУКТУРИ ФАЗИ α-AL У ВИЛИВКАХ ІЗ ТВЕРДО-РІДКОГО АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ АК7ч.....388

Недужий А. М., Пригунова А. Г., Шеневідько Л. К. (ФТІМС НАН України, Київ) ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРИ РОЗПЛАВУ, ШВИДКОСТІ ОХОЛОДЖЕННЯ ТА МЕХАНІЧНОГО МОДИФІКУВАННЯ НА СТРУКТУРУ ЗАЕВТЕКТИЧНОГО ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО ПОРШНЕВОГО АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ АК16М2МгЖ.....390

Нейма О. В., Хорошко І. В. (ФТІМС НАН України, Київ) ВИЗНАЧЕННЯ КРАТНОСТІ ВИКОРИСТАННЯ РОЗЧИННИКІВ У ПРОЦЕСІ ЛИТТЯ В КЕРАМІЧНІ ФОРМИ ЗА ПОЛІМЕРНИМИ МОДЕЛЯМИ.....393

Пензєв П. С., Севоян А. А., Масалітіна О. В., Акімов О. В. (НТУ «ХПІ», м. Харків) ОБҐРУНТУВАННЯ МАТЕРІАЛУ ТА КОНСТРУКТИВНИХ ПАРАМЕТРІВ БІМЕТАЛІЧНОГО ПОРШНЯ.....398

Петриченко С. В.[1], Наріжний О. А.[1], Ямшинський М. М.[1], Биба Є. Г.[1], Мініцький А. В.[1], Барабаш М. Ю.[1, 2], Кивгило Б. В.[1], Лук'яненко І. В.[1] ([1] КПІ ім. Ігоря Сікорського», Київ; [2]Технічний центр НАН України, Київ) КОМПЛЕКСНА ОЦІНКА ЕКОЛОГІЧНИХ ТА ТЕХНОЛОГІЧНИХ АСПЕКТІВ УТИЛІЗАЦІЇ АЛЮМІНІЄВОГО БРУХТУ ВІЙСЬКОВОГО ПОХОДЖЕННЯ.....400

Півнюк М. П. (ВНТУ, м. Вінниця) ІНФОРМАЦІЙНО-ВИМІРЮВАЛЬНІ СИСТЕМИ ДЛЯ ТРАНСПОРТУВАННЯ ТВЕРДИХ ПОБУТОВИХ ВІДХОДІВ.....402

Пригунова А. Г.[1], Ноговіцин О. В.[1], Аюпова Т. А.,[2] Кошелєв М. В.[1] ([1]ФТІМС НАН України, Київ; [2]УДУНТ МОН України, м. Дніпро) ФАЗОВО-СТРУКТУРНІ ПЕРЕТВОРЕННЯ У ВИСОКОМІЦНОМУ СПЛАВІ 7075 ПРИ ПЛАВЛЕННІ, КРИСТАЛІЗАЦІЇ ТА ТЕХНОЛОГІЧНИХ ФАКТОРАХ ВПЛИВУ ***409***

Самарай В. П.[1], Самарай Р. В.[2] ([1]ЦВСД НУОУ, Київ; [2]ліцей №161, Київ) СУЧАСНІ СИСТЕМИ АВТОМАТИЧНОГО КОНТРОЛЮ КОЕФІЦИЄНТУ ПОТУЖНОСТІ ***419***

Самарай В. П.1, Самарай Р. В.2 (1ЦВСД НУОУ, Київ; 2ліцей №161, Київ) CALS-ТЕХНОЛОГІЇ ЦИФРОВІЗАЦІЇ, CASE-ТЕХНОЛОГІЇ ОПТИМІЗАЦІЇ І SCADA-ТЕХНОЛОГІЇ АВТОМАТИЗАЦІЇ ***423***

Севоян А. А., Масалітіна О. В., Пензєв П. С., Акімов О. В. (НТУ «ХПІ», м. Харків) ОДЕРЖАННЯ БІМЕТАЛІЧНОЇ КОМПОЗИЦІЇ ЧАВУН – ТИТАНОВИЙ СПЛАВ ***427***

Селівьорстов В. Ю., Доценко Ю. В. (УДУНТ, м. Дніпро) ПЕРСПЕКТИВНІ МОЖЛИВОСТІ КОМПЛЕКСНОГО ВПЛИВУ НА ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВУ СИСТЕМИ AL-SI В ПРОЦЕСІ ЗАТВЕРДІННЯ ***429***

Сіренко К. А. (ФТІМС НАН України, Київ) ПЕРСПЕКТИВИ ЗАСТОСУВАННЯ У ЛИВАРНОМУ ВИРОБНИЦТВІ МЕТОДОЛОГІЇ ПРОГНОЗУВАННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЧАВУНУ (ЙМОВІРНІСНИЙ ПІДХІД) ***431***

Скоробагатько Ю. П., Горюк М. С., Єфімова В. Г., Горшков А. О. (ФТІМС НАН України, Київ) ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСУ ФІЛЬТРУВАННЯ МЕТАЛЕВИХ РОЗПЛАВІВ ВІД НЕМЕТАЛЕВИХ ВКЛЮЧЕНЬ З БІЧНИМ РОЗТАШУВАННЯМ ЕЛЕКТРОМАГНІТНОЇ СИСТЕМИ ***434***

Смірнова Я. О., Гурія І. М. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ) ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ НА МІКРОСТРУКТУРУ ШАРУВАТОГО ТИТАН-АЛЮМІНІЄВОГО КОМПОЗИТУ СИСТЕМИ ВТ1-0/АК8М ***442***

Соколовський М. В., Бернацький А. В., Юрченко Ю. В., Сіора О. В., Бондарєва В. І., Набок Т. М., Курило В. А. (ІЕЗ імені Є. О. Патона НАН України, Київ) ВИВЧЕННЯ ВПЛИВУ ПОТУЖНОСТІ ЛАЗЕРНОГО ВИПРОМІНЮВАННЯ НА МІКРОСТРУКТУРУ ЕЛЕМЕНТІВ З КОРОЗІЙНОСТІЙКОЇ ВИСОКОЛЕГОВАНОЇ СТАЛІ, НАПЛАВЛЕНОЇ НА ГОТОВУ ДЕТАЛЬ ***445***

Солоненко Л. І.[1], Реп'ях С. І.[2], Погребський О. І.[1] ([1] НУ «Одеська політехніка», м. Одеса; [2]УДУНТ, м. Дніпро) ГАЗОТВІРНІСТЬ ПІЩАНО-РІДКОСКЛЯНИХ СУМІШЕЙ ***448***

Солоненко Л. І.[1], Реп'ях С. І.[2], Чумаченко В. Б.[1] ([1]НУ «Одеська політехніка», м. Одеса; [2]УДУНТ, м. Дніпро) МІЦНІСТЬ ПІЩАНО-РІДКОСКЛЯНИХ СУМІШЕЙ, ЩО СТРУКТУРОВАННІ ЗА СПОСОБОМ ПАРО-МІКРОХВИЛЬОВОГО ЗАТВЕРДІНЯ ***451***

Солоненко Л. І.[1], Реп'ях С. І.[2], Якименко Д. Ю.[2], Костенко І. А.[1] ([1]НУ «Одеська політехніка», м. Одеса; [2]УДУНТ, м. Дніпро) ВПЛИВ ГАЗОНАСИЧЕНОСТІ ВОДИ НА МІЦНІСТЬ ПІЩАНО-РІДКОСКЛЯНОЇ СУМІШІ, ЩО СТРУКТУРОВАНА В ПАРО-МІКРОХВИЛЬВОМУ СЕРЕДОВИЩІ ***454***

Степанчук А. М., Клеков А. О., Судаков Д. С., Лозовий А. О. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ) СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ПІД ЧАС ОТРИМАННЯ ПОРОШКІВ З СПЛАВУ Al-Fe-Si ДИСПЕРГУВАННЯМ РОЗПЛАВІВ ***457***

Стечишин М. С., Лук'янюк М. В., Мартинюк А. В., Цепенюк М. І. (ХНУ, м. Хмельницький; ТНТУ, м. Тернопіль) МОДИФІКАЦІЯ ПОВЕРХНЕВИХ ШАРІВ ДЕТАЛЕЙ ЗУБЧАТИХ ПЕРЕДАЧ БЕЗВОДНЕВИМ АЗОТУВАННЯМ В ТЛІЮЧОМУ РОЗРЯДІ ***468***

Стечишина Н. М., Олександренко Є. Г., Стечишин М. С., Лук'янюк М. В. (ХНУ, м. Хмельницький) КАРБОАЗОТУВАННЯ СТАЛЕЙ 12ХН3А, ХВГ і 40Х В ТЛІЮЧОМУ РОЗРЯДІ ***473***

Тарасевич М. І., Корнієць І. В., Пригунова А. Г., Недужий А. М. Бабюк В. Д., Жидков Є. А. (ФТІМС НАН України, Київ) МОДЕЛЮВАННЯ ВПЛИВУ ТЕМПЕРАТУРИ НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ВИЛИВКА ЗІ СПЛАВУ АК5М2 ***477***

Титаренко В. В. (НТУ «Дніпровська політехніка», м. Дніпро) ВИЗНАЧЕННЯ МОДУЛЯ ЮНГА КОМПОЗИТІВ НА ОСНОВІ МЕТАЛІВ З КУБІЧНОЮ ҐРАТКОЮ ***485***

Треньов М. С. Пономаренко О. І. (НТУ «Харківський політехнічний інститут» м. Харків) ФОРМУВАННЯ НОВИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ АЛЮМІНІЄВИХ ВИЛИВКІВ ЗА РАХУНОК НАНОСТРУКТУРНИХ ДОБАВОК ***488***

Турчанін М. А., Агравал П. Г., Водоп'янова Г. О., Корсун В. А. (Донбаська державна машинобудівна академія, м. Краматорськ) ДІАГРАМА СТАНУ СИСТЕМИ ТИТАН–ЦИРКОНІЙ–ГАФНІЙ ЗА РЕЗУЛЬТАТАМИ МОДЕЛЮВАННЯ В РАМКАХ CALPHAD-МЕТОДУ ***491***

Тьомкін Д. О.[1], Наумик В. В.[2] ([1] Запорізький машинобудівний завод ім. В.І. Омельченко; [2]Національний університет «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя) УДОСКОНАЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЧНОГО ПРОЦЕСУ ВИГОТОВЛЕННЯ ЛИВАРНИХ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ ДЛЯ ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ РОБОЧИХ ЛОПАТОК ТУРБІНИ НИЗЬКОГО ТИСКУ ***497***

Федоров М. М., Дьяченко Ю. Г. (ДДМА, м. Краматорськ) ВИЗНАЧЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ ВУГЛЕЦЕВМІСНИХ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ДОБАВОК ДЛЯ ПІЩАНО-БЕНТОНІТОВИХ ФОРМУВАЛЬНИХ СУМІШЕЙ ***502***

Фесенко А. М.[1], Фесенко М. А.[2] ([1]ДДМА, м. Краматорськ; [2]ДУІКТ, Київ) ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСІВ ОТРИМАННЯ ВИЛИВКІВ З ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ З КУЛЯСТИМ ГРАФІТОМ ***504***

Фесенко А. М.[1], Фесенко М. А.[2] ([1]ДДМА, м. Краматорськ; [2]ДУІКТ, Київ) ДОСЛДІЖЕННЯ ПРОЦЕСІВ ВНУТРІШНЬОФОРМОВОГО МОДИФІКУВАННЯ РОЗПЛАВУ ПРИ ВИГОТОВЛЕННІ ЧАВУННИХ ВИЛИКІВ ***514***

Фесенко М. А.[1], Фесенко А. М.[2] ([1]ДУІКТ, Київ; [2]ДДМА, м. Краматорськ) ДОСЛІДЖЕННЯ НОВОГО СПОСОБУ ВИГОТОВЛЕННЯ ЧАВУННИХ ВИЛИВКІВ З ФУНКЦІОНАЛЬНО–ГРАДІЄНТНОЮ СТРУКТУРОЮ ***516***

Фон Прусс М. А. (ФТІМС НАН України, Київ) СТРАТЕГІЇ РОЗВИТКУ МЕТАЛУРГІЙНОЇ ГАЛУЗІ УКРАЇНИ ***523***

Хворостяний В. В., Бодунов В. Є., Долгов М. А., Цисар М. О. (ІПМіц імені Г. С. Писаренка НАН України, Київ) ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТОВЩИНИ ЗРАЗКА ЯК ОДНОВИМІРНОГО ФАКТОРА МАСШТАБНОГО ЕФЕКТУ НА ГРАНИЦЮ МІЦНОСТІ ФЛОАТ-СКЛА ***530***

Хворостяний В. В., Галенко В. Й., Христевич Т. О. (ІПМіц імені Г. С. Писаренка НАН України, Київ) ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ МАСШТАБНОГО ЕФЕКТУ НА ОПІР РУЙНУВАННЮ СКЛА В УМОВАХ КРАЙОВОГО СКОЛЮВАННЯ ЗРАЗКІВ КОНІЧНИМИ ІНДЕНТОРАМИ РІЗНОЇ ГОСТРОТИ ***536***

Цір Т. Г., Бабюк В. Д., Жидков Є. А., Бєлік В. І. (ФТІМС НАН України, Київ) ОТРИМАННЯ ДИФЕРЕНЦІЙОВАНОЇ СТРУКТУРИ У ВИЛИВКАХ З ЗАЕВТЕКТИЧНОГО АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ ***542***

Шапошнікова Є. С., Мініцький А. В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ) ТЕРМОДЕФОРМАЦІЙНЕ ОБРОБЛЕННЯ ПОРОШКОВИХ КАРБІДОСТАЛЕЙ СИСТЕМИ Fe-Ti-C ***545***

Юрченко Ю. В., Сіора О. В., Курило В. А., Соколовський М. В., Гардер Д. А., Лукашенко В. А., Фролов М. О, Бернацький А. В. (ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України, Київ) РОЗРОБКА ДОПОМІЖНОГО ТЕХНОЛОГІЧНОГО ОСНАЩЕННЯ ТА ВІДПРАЦЮВАННЯ ТЕХНОЛОГІЇ ЛАЗЕРНОГО ЗВАРЮВАННЯ ТОНКОСТІННИХ З'ЄДНАНЬ З КОРОЗІЙНОСТІЙКИХ СТАЛЕЙ ***547***

Ямшинський М. М., Лютий Р. В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ) ВПРОВАДЖЕННЯ РОЗРОБОК КАФЕДРИ У ПРОМИСЛОВЕ ВИРОБНИЦТВО ***550***

Яцків Д. О. (ВНТУ, м. Вінниця) ПРОГРАМНЕ ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ ДЛЯ УПРАВЛІННЯ РОБОЧИМИ ОРГАНАМИ МАШИН У ГАЛУЗІ ПОВОДЖЕННЯ З ТПВ ***556***

Шановні колеги, дорогі викладачі, співробітники, здобувачі вищої освіти та випускники кафедри ливарного виробництва!

Від імені ректорату, професорсько-викладацького складу та всієї університетської спільноти щиро вітаю Вас із величною подією – **100-річним ювілеєм кафедри ливарного виробництва**. Це свято є не лише знаковою датою в історії кафедри, а й важливою віхою для всього університету, адже протягом століття кафедра була й залишається одним із провідних науково-освітніх центрів у галузі підготовки інженерних кадрів для металургії та ливарного виробництва.

Протягом своєї історії кафедра пройшла шлях становлення й розвитку, зберігаючи високі стандарти освіти та науки. Вона дала Україні та світові плеяду талановитих науковців, викладачів і інженерів, які зробили вагомий внесок у розвиток промисловості, зміцнення наукового потенціалу держави, впровадження сучасних технологій і формування інноваційного середовища.

Вагомими є здобутки кафедри у сфері наукових досліджень: створення нових сплавів і матеріалів, удосконалення процесів лиття, розробка технологій рафінування та модифікування металів, упровадження цифрових рішень у виробництво. Водночас кафедра завжди залишалася осередком виховання студентської молоді, яка не лише здобуває знання, а й переймає традиції академічної доброчесності, творчого пошуку та професійної відповідальності.

Сьогодні кафедра впевнено поєднує кращі традиції минулого з новітніми тенденціями сучасності, активно співпрацює з підприємствами, науковими установами та міжнародними партнерами, зберігаючи авторитет серед академічної та виробничої спільноти.

У цей знаменний день висловлюю глибоку вдячність усім, хто своєю наполегливою працею, відданістю професії та високим професіоналізмом створював і примножував славу кафедри.

Бажаю всьому колективу міцного здоров’я, натхнення, нових наукових і творчих здобутків, а здобувачам – успішного навчання, яскравих ідей і реалізації власних амбіцій у професійному житті.

Нехай наступне сторіччя кафедри стане часом нових досягнень, міжнародного визнання та вагомого внеску у розбудову науково-технічного потенціалу України.

Зі щирою повагою
та найкращими побажаннями,

Ректор
КПІ ім. Ігоря Сікорського **Анатолій МЕЛЬНИЧЕНКО**

Ямшинський М. М., Лютий Р. В.
(*КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ*)

КАФЕДРА ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА: 25 КРОКІВ ДО УСПІХУ

E-mail: rvl2005@ukr.net

У 2025 році кафедра ливарного виробництва Київського політехнічного інституту імені Ігоря Сікорського відзначає свій 100-річний ювілей. Це не лише дата та привід для урочистостей. Ювілей має величезне підґрунтя із трудових буднів, злетів і падінь, втрат і здобутків, прикладених зусиль, розумової та фізичної праці, і як наслідок – звитяг, перемог, всебічного визнання та пошани. Ювілей кували від заснування кафедри її співробітники – своїм завзяттям, натхненням, вірою в силу своєї справи – ливарної справи. Безмежна кількість залитих форм, різноманітних сплавів, металографічних шліфів, технологічних зразків, більше мільйона годин педагогічного навантаження для виховання майбутніх поколінь, які згодом ставали вчителями та корифеями – от така наша історія. Історія, яку створено руками та викарбувано знаннями поколінь великої ливарної родини.

Не секрет, що більшість кафедр існують протягом того періоду часу, доки є значний попит на їхню спеціальність. Тому для широкого загалу 100-річчя для кафедри – це безумовне визнання необхідності її функціонування, конкурентоспроможності, фаховості та якості підготовки висококваліфікованих фахівців. Враховуючи те, що ливарне виробництво налічує свою історію протягом більш ніж 7 тисячоліть, ливарні кафедри по всьому світу можна вважати дуже-дуже молодими… Але їхня історія тільки починається. Як відомо, і в Україні є кафедри ливарного виробництва із більше ніж 100-річною історією.

У цій короткій розповіді – головні віхи нашого 100-річного шляху.

1. 1925 р. Кафедру загальної технології металів у складі машинобудівного відділення КПІ, яка існувала з 1910 р., було поділено на дві: кафедру «Ливарної справи» із завідувачем професором К. С. Калиненком та кафедру «Металографії та термічної обробки» із завідувачем професором Є. П. Бабичем. Саме ця дата є офіційним початком багаторічної історії сучасної кафедри ливарного виробництва КПІ ім. Ігоря Сікорського.

2. 1944 р. У зв'язку з необхідністю термінового відродження зруйнованих металургійних підприємств України, в СРСР видано наказ «Про створення металургійного факультету в Київському політехнічному інституті». Ідею створення факультету активно підтримували президент АН УРСР О. О. Богомолець, академік АН СРСР І. П. Бардін, член-кореспондент АН УРСР В. Ю. Васильєв, ректор КПІ О. С. Плигунов. Великі очікування від інженерів ливарників були у київському регіоні: лише в самому Києві знаходилось більше півсотні ливарних цехів.

3. 1958 р. З метою суттєвого підвищення рівня наукових досліджень, підтримки теорії та практики ливарних процесів у всьому колишньому СРСР, в Києві було створено Інститут проблем литва, нині Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України (ФТІМС). Велика кількість співробітників інституту – це випускники кафедри ливарного виробництва, а плідна співпраця між кафедрою та цим НДІ не припинялась жодної миті.

4. 1959 р. На вимогу часу, металургійне і ливарне виробництво почали залучати засоби автоматизації та контролю технологічних процесів. З цим пов'язано створення на кафедрі окремої спеціальності «Автоматизація ливарного виробництва» з маркуванням груп АЛВ. Спеціальність проіснувала близько 10 років, але кожен випуск налічував не менше 20 осіб.

5. 1966 р. Безпрецедентним для закладів вищої освіти на той час стало створення першої Галузевої лабораторії, яка повністю розташовувалась на кафедрі, але мала пряме підпорядкування Міністерству. Нею стала галузева науково-дослідна лабораторія Міністерства будівельного, шляхового і комунального машинобудування УРСР при КПІ. Першим завідувачем став відомий ентузіаст, в майбутньому завідувач кафедри О. П. Макаревич.

6. 1968 р. Студенти завжди є джерелом натхнення, адже педагогічні працівники кафедри в першу чергу працюють для них. Брати участь у всеукраїнських та всесоюзних конкурсах наукових робіт як для студентів, так і для їхніх керівників, завжди було великою честю. Цим роком датовано перше визначне досягнення студентів кафедри на такому конкурсі. Історичну перемогу приніс

Дробязко Володимир Миколайович (група ЛВ-36), в майбутньому багаторічний доцент кафедри.

7. 1970 р. Слід за успіхами студентів, науково-педагогічні працівники також мають здобутки у конкурсних заходах. За науково-дослідну роботу «Дослідження і розроблення технології виготовлення наливних форм і стрижнів» доценту С. П. Дорошенку і професору К. І. Ващенку було присуджено звання лауреатів премії КПІ.

8. 1977 р. На інженерно-фізичному факультеті КПІ, було утворено нову кафедру «Фізико-хімічні основи технології металів» (ФХОТМ). Її базовий склад повністю сформовано із співробітників кафедри ливарного виробництва КПІ: Л. І. Ростовцев, В. К. Ларін, М. І. Прилуцький, Г. О. Ремізов, М. П. Волкотруб, Ю. Я. Готвянський, В. Г. Могилатенко, Г. З. Затульський, П. Д. Кудь. Кафедру ФХОТМ протягом 36 років незмінно очолював член-кореспондент НАН України професор Дмитро Федорович Чернега.

9. 1978 р. Другий успіх створення Галузевої лабораторії. Спільним Наказом Міністерства енергетики і електрифікації УРСР та Міністерства вищої і середньої спеціальної освіти УРСР на кафедрі ливарного виробництва КПІ організовано галузеву науково-дослідну лабораторію зносостійких і жаростійких сплавів для теплоенергетичного устаткування на чолі з В. О. Лютим, який був її керівником по 1998 рік.

10. 1981 р. Знову науково-технічна перемога, але вже на набагато вищому рівні. Роботу кафедри із створення безнікелевих жаростійких сплавів для теплоенергетики відзначено ІІІ премією і бронзовою медаллю Всесоюзної виставки досягнень народного господарства.

11. 1982 р. Рік започаткування республіканської (нині – всеукраїнської) студентської Олімпіади з ливарного виробництва. І відразу перша перемога наших студентів: Костюк Олександр Іванович (група ФЛ-62).

12. 1982 р. Ще одну, більш удосконалену роботу кафедри із створення безнікелевих жаростійких сплавів для теплоенергетики, відзначено ІІ премією і срібною медаллю Всесоюзної виставки досягнень народного господарства.

13. 1983 р. Повне визнання наукового хисту і потенціалу співробітників галузевої лабораторії: їх здобутки відзначено І премією Республіканської виставки досягнень народного господарства та Почесною грамотою Президії Верховної Ради УРСР.

14. 1989 р. Кафедра ливарного виробництва залишила свої приміщення в хімічному корпусі та ливарній лабораторії і разом з інженерно-фізичним факультетом перебазувалася в новий сучасний за архітектурою корпус КПІ № 9 із зручними аудиторіями, лабораторіями і кабінетами. У проектуванні і будівництві нового корпусу декілька років активну участь брали викладачі кафедри ливарного виробництва: М. І. Прилуцький, Л. М. Сиропоршнєв, В. П. Авдокушин, Я. Я. Снігур, Г. Є. Федоров та інші.

15. 1994 р. Зміни 1990-х значною мірою вплинули на систему вищої освіти, яка потребувала внесення відповідних коректив до навчальних планів і програм з урахуванням вимог часу. Декан інженерно-фізичного факультету професор А. П. Сьомик та доцент А. С. Кочешков запропонували створити на кафедрі спеціалізацію «Художнє та ювелірне литво», що й було реалізовано (Наказ № 1-115 від 12.07.1994). Важливим фактором є те, що кафедра має унікальну практичну базу ливарного виробництва, де свої твори відливали та відливають у бронзі найкращі сучасні скульптори нашої держави.

Згодом, у 1997 р., керівництво кафедри прийняло рішення запровадити (Наказ №1-29 від 20.03.1997) спеціалізацію «Технологія виготовлення литих стоматологічних та ортопедичних протезів».

Зважаючи на значне поширення комп’ютеризованих технологій (Наказ № 1-62 від 15.04.2002) було запроваджено спеціалізацію «Комп’ютеризація процесів ливарного виробництва». У 2015 р. освітня програма, за якою кафедра зараз веде підготовку, отримала назву «Комп’ютеризовані процеси лиття».

16. 2000 р. Зміни у системі вищої освіти: після четвертого курсу здобувачі отримують ступінь бакалавра, після шостого курсу (на той час) – магістра. Цього року відбувся перший випуск студентів освітньо-кваліфікаційного рівня «магістр».

17. 2001 р. Золотими руками майстрів художнього литва виконано перший фундаментальний виріб. Він став першим у Києві пам'ятником засновнику вітчизняної школи зварювання, академіку Є. О. Патону. Після нього в КПІ ім. Ігоря Сікорського було започатковано так звану «Алею слави», на якій зараз розташовано більше десяти пам'ятників видатним політехнікам, а вироби майстрів кафедри ливарного виробництва у кількості декількох десятків зайняли свої місця на постаментах в Україні та за кордоном.

18. 2005 р. В лабораторії кафедри відлито фігуру Анни Київської – королеви Франції. Пам'ятник (близько 4 м у висоту масою 880 кг) встановлено у передмісті Парижу – м. Санліс, його відкривав особисто Президент України В. А. Ющенко.

19. 2009 р. Відбулася перша регулярна міжнародна науково-технічна конференція «Нові матеріали та технології в машинобудуванні». Тоді у ній взяли участь 14 доповідачів, переважно магістри кафедри. Із року в рік кількість учасників зростала і досягла більше сотні, а сьогодні до організаційного комітету входять фахівці із 7 країн. Цього року відбувається вже XVII така конференція.

20. 2010 р. Унікальна подія: на кафедрі відбулося відкриття єдиного в Україні кабінету-музею художнього литва, присвяченого пам'яті видатного вченого, багаторічного завідувача кафедри (з 1974 по 1991 р.) Степана Пантелійовича Дорошенка. В музеї, колишньому робочому кабінеті професора, виставлено його безцінну приватну колекцію художнього литва, в якій налічується більше двохсот виробів і яку він віддав на відповідальне зберігання рідній кафедрі.

21. 2010 р. Після відновлення всеукраїнських Олімпіад з ливарного виробництва в незалежній Україні рівень конкуренції значно посилився. З початку 2000-х років першість завжди була за студентами із промислових регіонів: ЗНТУ (м. Запоріжжя), ДДТУ (м. Дніпродзержинськ), НМетАУ (м. Дніпропетровськ), ДДМА (м. Краматорськ). Перша перемога в особистому заліку студентів із Києва належить Суменку Віктору Юрійовичу (група ФЛ-52).

22. 2012 р. За творчий доробок у сфері підготовки фахівців з ювелірних технологій, а також за багаторічній внесок у розвиток художнього та ювелірного лиття в Україні, доцент кафедри А. С. Кочешков був нагороджений фондом

Фаберже Почесним пам’ятним знаком «Орден Франца Петровича Бірбаума – Головний спеціаліст».

23. 2020 р. Великі структурні реорганізації в загальній системі КПІ ім. Ігоря Сікорського. Історично склалося так, що факультет, до складу якого нині входить кафедра ливарного виробництва, неодноразово змінював назву та структурний склад: з 1944 по 1962 – Металургійний, з 1962 по 1973 – Механіко-технологічний, з 1973 по 1975 – фізико-технологічний (ФТФ), з 1975 по 2020 – інженерно-фізичний (ІФФ), який було утворено розділенням ФТФ на власно ІФФ і Зварювальний факультет (ЗФ). Згодом, у 1977 р. від кафедри ливарного виробництва відокремилася окрема повноцінна кафедра Фізико-хімічних основ технології металів. Тож у 2020 р., за рахунок зворотного об’єднання, було створено Навчально-науковий інститут матеріалознавства та зварювання (ННІ ІМЗ ім. Є. О. Патона), до складу якого увійшли всі кафедри колишнього ІФФ та ЗФ. При цьому кафедра ФХОТМ повернулася до складу кафедри ливарного виробництва.

24. 2020 р. За вагомі здобутки та особистий внесок у розвиток науки України доцент Р. В. Лютий нагороджений орденом «Науковець року».

25. 2023 р. Система освіти, в якій ми зараз працюємо – трирівнева: бакалавр, магістр, доктор філософії. Кафедра успішно адаптувалася до цієї системи, і перший набір докторів філософії у кількості двох осіб завершився успішним захистом: Я. О. Смірнова Я.О. М. В. Тишковець.

Безумовно, кожне досягнення колективу кафедри та її співробітників неоціненно, і цей історичний екскурс не можна вважати повним. Визначні наукові праці, мільйонні впровадження розробок у виробництво, наукові відкриття світового рівня, захисти докторських дисертацій – є багато що згадати. Але більшість успіхів, ми щиро в це віримо, – попереду!

Ямшинський М. М., Лютий Р. В.
(*КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ*)

ВИЗНАЧНІ ДОСЯГНЕННЯ СТУДЕНТІВ КАФЕДРИ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА

E-mail: rvl2005@ukr.net

Декан інженерно-фізичного факультету протягом 1988 – 2000 р.р. та завідувач кафедри ливарного виробництва професор Аркадій Павлович Сьомик неодноразово наголошував: «Ми маємо бути щиро вдячними студентам, тому що саме вони є нашими годувальниками». Він мав на увазі абсолютно всіх студентів, незалежно від їх успішності, здібностей та дисципліни. Однак у кожному колективі, як науковому, педагогічному, так і у студентському, є ті, хто підкорює вершини, вирізняється особливими досягненнями та звитягами. В історії кафедри ливарного виробництва таких чимало, і частина слави належить саме їм.

У цьому огляді враховано виключно ті звершення студентів, які стосуються навчального процесу. Крім них є багато спортивних, громадських, профспілкових, творчих нагород, грамот та подяк різного рівня, в тому числі за волонтерську діяльність та підтримку оборонного виробництва. Майже щороку студенти кафедри підвищують її авторитет.

Починаючи з кінця 60-х р.р. XX ст. в колишньому Союзі було започатковано університетські, республіканські та всесоюзні конкурси наукових робіт студентів. В Україні такі конкурси відновили з початку 2000-х р.р.

Також з 1982 р. було започатковано республіканську студентську Олімпіаду з ливарного виробництва. В Україні її відновили на початку 2000-х р.р., а протягом 2015 – 2019 р.р. було проведено додатково всеукраїнські студентські Олімпіади зі спеціальності «Обладнання та технологія ливарного виробництва». І хоча першим олімпійським принципом є «головне не перемога, а участь», студенти кафедри ливарного виробництва були особливо успішними у цій висококонкурентній боротьбі. Далі вказано назви конкурсів (Олімпіад), рік, імена переможців, їхні навчальні групи та ранг нагороди.

Республіканські та всесоюзна конкурси наукових робіт студентів з ливарного виробництва

1968 р.

Смульський Адольф Альбертович (ЛВ-38) – диплом І ступеню.

Дробязко Володимир Миколайович (ЛВ-36) – диплом ІІ ступеню.

Капелюх Петро Васильович (ЛВ-35) – диплом ІІ ступеню.

Медвинський Ігор Борисович (ЛВ-35) – диплом ІІІ ступеню.

Сабодаш Анатолій Михайлович (ЛВ-37) – диплом ІІІ ступеню.

1969 р.

Смульський Адольф Альбертович (ЛВ-38) – ІІІ премія КПІ.

Сиропоршнєв Леонід Миколайович (АЛВ-5р) – премія КПІ.

1972 р.

Бойчук Ольга Іванівна (ЛВ-42) – диплом І ступеню.

Дмитренко Віктор Андрійович (ЛВ-43) – диплом ІІ ступеню.

Китайцев Ігор Миколайович (ЛВ-39) – диплом ІІІ ступеню.

1973 р.

Затульський Григорій Зігмундович (ЛВ-44) – диплом І ступеню.

Ясинський Олександр Федорович (ЛВ-42) – диплом І ступеню.

Потапенко Володимир Борисович (ЛВ-47) – диплом ІІ ступеню.

Писаренко Ольга Василівна (ЛВ-44) – премія КПІ.

Шейко Олександр Іванович (ЛВ-47) – премія КПІ.

1974 р.

Мосейчук Василь Антонович (ЛВ-45) – диплом ІІ ступеню.

Шейко Олександр Іванович (ЛВ-47) – премія КПІ.

1975 р.

Гулій Людмила Михайлівна (ЛВ-45) – диплом ІІ ступеню.

1976 р.

Ясинська Ольга Григорівна (ЛВ-49) – ІІ премія Всесоюзного конкурсу.

1977 р.

Дехтяренко Георгій Євгенович (ЛВ-51) – диплом ІІІ ступеню.

1980 р.

Степаненко Олександр Васильович (ЛВ-54) – І премія Всесоюзного конкурсу.

Сиропоршнєв Юрій Миколайович (ЛВ-55) – диплом ІІІ ступеню.

1982 р.

Савран Микола Васильович (ФЛ-51) – диплом І ступеню.

Чубарук Валерій Васильович (ЛВ-57) – диплом І ступеню.

1986 р.

Ткачук Ігор Володимирович (ФЛ-02) – диплом ІІ ступеню.

Всеукраїнський конкурс студентських наукових робіт у галузі «Металургія»

2009 р.

Костін Руслан Сергійович (ФЛ-41) – диплом ІІ ступеню.

2010 р.

Верес Ірина Анатоліївна (ФЛ-41) – диплом ІІ ступеню.

2011 р.

Кужель Дмитро Георгійович (ФЛ-71) – диплом ІІ ступеню.

2012 р.

Кеуш Дар’я Вікторівна (ФЛ-61) – диплом ІІІ ступеню.

2014 р.

Смольська Вікторія Сергіївна (ФЛ-81м) – диплом ІІ ступеню.

2018 р.

Кущерева Анжела Станіславівна (ФЛ-72мп) – диплом ІІ ступеню.

2019 р.

Кивгило Богдан Володимирович (ФЛ-81мп) – диплом І ступеню.

2020 р.

Згоранець Олег Васильович (ФЛ-51) – диплом ІІ ступеню.

Республіканська студентська Олімпіада з ливарного виробництва

1982 р.

Костюк Олександр Іванович (ФЛ-62) – ІІ місце.

1983 р.

Клепченко Олександр Миколайович (ФЛ-81) – І місце.

1985 р.

Ткачук Ігор Володимирович (ФЛ-02) – ІІІ місце.

1987 р.

Оніщук Віктор Олексійович (ФЛ-31) – ІІІ місце.

Всеукраїнські студентські Олімпіади зі спеціальностей
«Ливарне виробництво чорних та кольорових металів»
«Технологія та обладнання ливарного виробництва»

2010 р.

Суменко Віктор Юрійович (ФЛ-52) – І місце.

2012 р.

Козачук Євгеній Володимирович (ФЛ-71) – ІІІ місце.

2013 р.

Прокопчук Микола Анатолійович (ФЛ-81м) – ІІ місце.

2015 р.

Мисюра Сергій Валерійович (ФЛ-41м) – ІІ місце.

2016 р.

Дядюра Андрій Сергійович (ФЛ-51м) – ІІ місце.

2017 р.

Корчак Артур Вікторович (ФЛ-61с) – ІІ місце.

2018 р.

Кущерева Анжела Станіславівна (ФЛ-72мп) – ІІ місце.

2019 р.

Хоменко Дмитро Ігорович (ФЛ-п71) – І місце.

Командний залік Олімпіад

2009 р.

Бачинський Юрій Дмитрович (ФЛ-42), Мейстер Артур Райнісович (ФЛ-41), Денисенко Віктор Володимирович – ІІІ місце, спеціальність «Ливарне виробництво чорних та кольорових металів».

2011 р.

Киришун Ірина Василівна (ФЛ-62), Леонтьєва Катерина Миколаївна (ФЛ-62), Ігнатьєва Яна Володимирівна (ФЛ-61) – ІІІ місце, спеціальність «Ливарне виробництво чорних та кольорових металів».

2012 р.

Лук'яненко Іван Віталійович (ФЛ-71), Козачук Євгеній Володимирович (ФЛ-71), Кудлай Владислав Олександрович (ФЛ-72) – ІІІ місце, спеціальність «Ливарне виробництво чорних та кольорових металів».

2013 р.

Прокопчук Микола Анатолійович (ФЛ-82), Болдирева Євгенія Станіславівна (ФЛ-82), Кужель Дмитро Георгійович (ФЛ-71) – І місце, спеціальність «Ливарне виробництво чорних та кольорових металів».

2015 р.

Мисюра Сергій Валерійович (ФЛ-31м), Надікова Дар'я Миколаївна (ФЛ-41м), Євдокименко Вікторія Олександрівна (ФЛ-41с) – ІІІ місце, спеціальність «Ливарне виробництво чорних та кольорових металів».

2016 р.

Дядюра Андрій Сергійович (ФЛ-51м), Пивощук Андрій Романович (ФЛ-51м), Осадчий Артем Геннадійович (ФЛ-51м) – ІІ місце, спеціальність «Ливарне виробництво чорних та кольорових металів».

Гордійчук Зінаїда Олександрівна (ФЛ-21), Смірнова Яна Олександрівна (ФЛ-21), Оніщук Аліна Іванівна (ФЛ-21) – І місце, спеціальність «Обладнання та технологія ливарного виробництва».

2017 р.

Гордійчук Зінаїда Олександрівна (ФЛ-61с), Смірнова Яна Олександрівна (ФЛ-61м), Оніщук Аліна Іванівна (ФЛ-61с) – ІІ місце, спеціальність «Ливарне виробництво чорних та кольорових металів».

Корчак Артур Вікторович (ФЛ-61с), Кучеренко Павло Борисович (ФЛ-61с), Кущерева Анжела Станіславівна (ФЛ-32) – ІІ місце, спеціальність «Обладнання та технологія ливарного виробництва».

2018 р.

Кущерева Анжела Станіславівна (ФЛ-72мп), Дорошенко Марія Григорівна (ФЛ-71мп), Скирденко Марія Вячеславівна (ФЛ-61м) – І місце, спеціальність «Ливарне виробництво чорних та кольорових металів».

Деркач Даніїл Олександрович (ФЛ-42), Панконін Костянтин Андрійович (ФЛ-41), Кивгило Богдан Володимирович (ФЛ-41) – ІІІ місце, спеціальність «Обладнання та технологія ливарного виробництва».

2019 р.

Мартиненко Іван Олексійович (ФЛ-81мп), Деркач Даніїл Олександрович (ФЛ-81мп), Кивгило Богдан Володимирович (ФЛ-81мп) – ІІІ місце, спеціальність «Ливарне виробництво чорних та кольорових металів».

Хоменко Дмитро Ігорович (ФЛ-п71), Омельяненко Юлія Юріївна (ФЛ-п71), Згоранець Олег Васильович (ФЛ-51) – І місце, спеціальність «Обладнання та технологія ливарного виробництва».

Із числа переможців є й такі, хто поєднав свою долю з рідною кафедрою, ставши викладачами або науковими співробітниками. І вже їхньою заслугою є перемоги наступних поколінь.

Кафедра пишається своїми героями і завжди підтримує молоді таланти у прагненні до навчальних та наукових звершень.

Bernatskyi A., Bondarieva V., Lukashenko V., Nabok T., Siora O.
(E. O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, Kyiv)

EXPERIMENTAL STUDY OF FIBERGLASS COMPOSITE DEGRADATION UNDER HIGH-POWER LASER RADIATION

E-mail: bernatskyi@paton.kiev.ua

This study focuses on the role of glass-based composite plastics, especially FR-4 fiberglass composite, in the design of modern unmanned aerial vehicles (UAVs) and on how these materials degrade when exposed to high-power laser radiation in counter-UAV operations. Over the last decade, UAVs have become widely used due to their low cost, versatility, and proven effectiveness in combat. Their importance became especially clear during Russia's full-scale war against Ukraine, where cheap, small drones have been heavily used for reconnaissance, artillery targeting, and direct strikes. Because these UAVs are often produced in large numbers with limited resources, manufacturers rely on inexpensive and easily available materials like FR-4, valued for its strength, light weight, and insulating properties. However, this widespread use also creates a significant weakness: FR-4 is highly susceptible to damage from directed energy weapons, particularly high-power lasers.

The main goal of this research was to study how FR-4 degrades and ultimately fails when exposed to laser radiation. The study focused on identifying the key laser parameters – power, angle, exposure time, and beam diameter – that cause serious structural damage or complete penetration of UAV parts made from FR-4, including both the airframe and electronic components. By combining literature analysis with experiments, the research aimed to provide a solid scientific basis for improving laser weapon tactics and to reveal the fundamental weaknesses of FR-4-based UAV designs.

The research was carried out in two stages. First, a detailed review of open-source literature was conducted to understand trends in UAV construction, the growing reliance on FR-4, and the existing models describing how laser energy interacts with this type of material. This step helped identify the most important factors affecting FR-4 vulnerability. In the second stage, experiments were performed to determine the exact conditions under which lasers cause critical damage. Tests were conducted using a fiber

laser MAX MFSC-6000M (Maxphotonics, China) with a maximum power output of 6.0 kW and a wavelength of 1070 nm. Variables included laser power levels (1.0, 2.0, and 3.0 kW), beam angles (30°, 45°, 60°, and 90°), exposure times (0.25 to 3.0 seconds), and beam diameters (5.0 to 20.0 mm). The samples were 2.0 mm thick FR-4 sheets, representative of materials commonly used in UAV bodies and circuit boards.

The experiments showed that exposure time is the most important factor influencing laser effectiveness. It was found that to completely pierce a 2.0 mm FR-4 sheet, the laser must remain focused on the target for at least 0.5 seconds. Even with lower power densities (around 1000 W/cm²) and wide beams (15–20 mm), exposure beyond this threshold reliably caused full penetration. This proves that UAVs built from FR-4 are highly vulnerable to sustained laser fire, making lasers a practical solution for neutralizing such drones.

From a practical standpoint, these results are valuable for two groups. For developers of laser-based counter-UAV systems, the data help in refining operational parameters such as dwell time and targeting precision. For UAV manufacturers, the study highlights the serious risks associated with using FR-4 and points to possible design improvements, though these may increase cost and weight.

The novelty of this work lies in combining theoretical analysis with direct experimental evidence. This provides a rare, data-driven understanding of how high-power lasers affect FR-4 composites and contributes to both the development of more effective counter-UAV weapons and the broader knowledge of material survivability in modern drone warfare.

Funding.

This research was funded by the National Research Foundation of Ukraine under the project No. 2023.04/0166 “Study of the effect of a laser beam on the materials of UAV parts and substantiation of the technical parameters of the laser equipment of the mobile complex to combat them” (grant support No. 8/0166 dated March 03, 2025).

Koshelev M. V., Prigunova A. G., Shenevidko L. K., Vernidub A. G.
(PTIMA NAS of Ukraine, Kyiv)

THE INFLUENCE MANGANESE ON THE PREDICTION THIXOFORMABILITY OF FE-CONTAINING AL-SI BASED ALLOYS

E-mail: silica-lum@ukr.net

Semi-solid metal processing has nowadays been established as an advanced technology in the manufacturing of engineering components. This process relies on the thixotropic behavior of alloys which have a spheroidal rather than a dendritic microstructure in the semisolid state [1]. With the development of research and practice of semi-solid forming technology, some criteria of alloy selection have been proposed on the basis of thermodynamic modeling, DTA/DSC experiments and the evaluation of liquid fraction vs. temperature curves [2, 3]. The numerical values of the critical points from these curves (solidification temperature range, liquid fraction at eutectic temperature, working window temperature and fraction liquid sensitivity) can help optimize the chemical composition of the alloys produced for semi-solid forming technology. In Fe-containing Al-Si based casting alloys manganese is the most common alloying additive which is capable of changing the morphology of the iron-rich phase from platelets to a more compact form or to globules, depending on the Mn/Fe weight ratio and the cooling rate [4-6]. Recently, researches have been focused on changing the morphology of the Fe-containing intermetallic compounds. In this investigation, DTA experiments were used to study the effects of Mn addition for the prediction of the thixoformability of Fe-containing Al-Si based alloys.

Three types of hypoeutectic Al–Fe–Si alloys with Mn addition were prepared from high-purity aluminum, mono crystalline silicon, pure iron and manganese to avoid any contamination. The chemical compositions of the produced ingots are listed in Table 1.

The samples for DTA studies were cut from ingots in the form of disks weighing about 200 mg. The DTA sample was heated to 730 °C and then cooled to room temperature at the rate (5 °C/min).

Table 1 – Detailed chemical composition of experimental alloys in mass %

Alloy No	Elements (wt. %)			Mn/Fe weight ratio
	Si	Fe	Mn	
1	8.51	1.16	0.11	0.1
2	6.76	1.16	0.3	0.3
3	6.09	1.12	0.69	0.7

Phase identification of the alloys was conducted by X-ray diffraction by a diffraction (XRD) using a DRON-3M diffractometer in Cu-Kα radiation at 40 kV and 100 mA. The measurements were performed by angle range of 2θ: 15°–105°, and the diffraction peaks were labeled on the database of Joint Committee Powder Diffraction Standards. Microstructure analysis was done on polished and deep-etched samples after DSC tests using a MIM-8 optical microscope. The micrographs were taken using a digital camera DCM–510 that was attached to the microscope.

DTA trace curves obtained during solidification and the variation of liquid fraction vs. temperature for all studied alloys are presented in Figure 1.

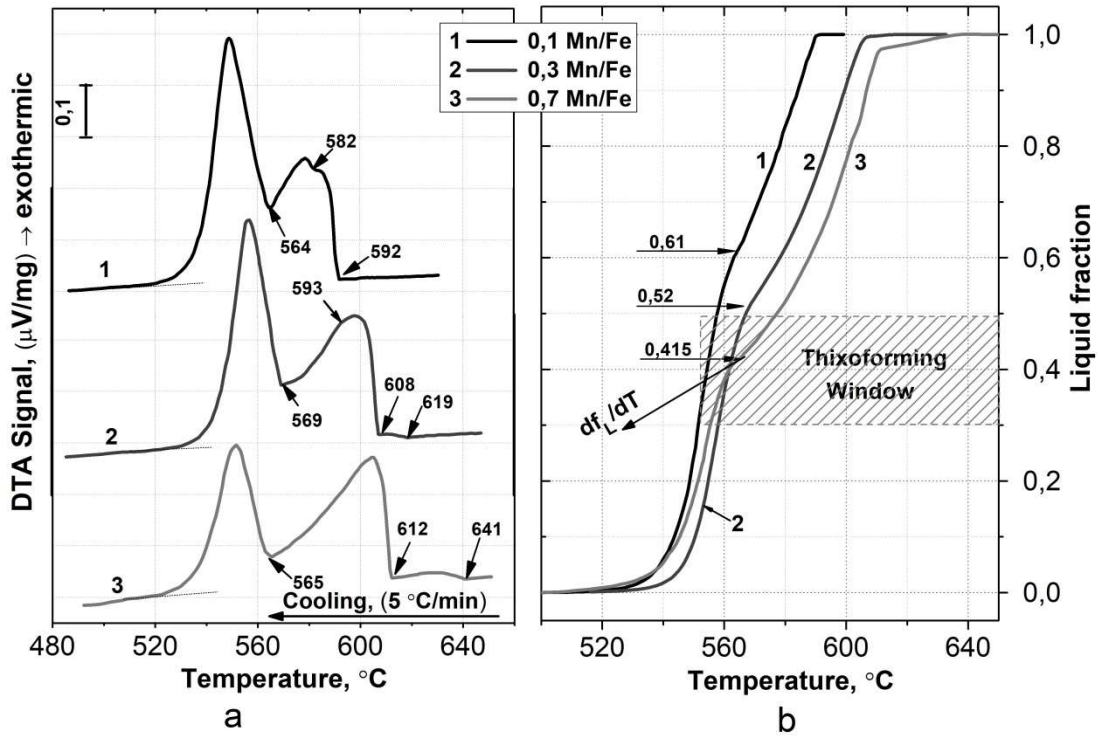


Fig. 1. DTA curves (a) and variation of liquid fraction vs temperature (b) for three types of investigated alloys

On DTA trace curves (Figure 1, a) clearly show the presence of two main peaks for all three alloys, which are associated with transformations in the liquid-solid state. From temperatures of 592 °C (Figure 1, a, alloy 1), 608 °C (Figure 1, a, alloy 2) and 612 °C (Figure 1, a, alloy 3), primary crystals of aluminum solid solution begin to separate according to the reaction: L → Alα. The next is the eutectic transformation associated with the formation of the β-Al_5FeSi phase: L → Alα + β-Al_5FeSi, which occurs at a temperature of 582 °C in alloy 1 and 593 °C in alloy 2. With an increase in the Mn/Fe ratio from 0.3 to 0.7 (Figure 1, a, alloys 2, 3), the primary phase α-$(Al_{15}(Mn,Fe)_3Si_2$ (in this work it will be denoted as α*-AlFeMnSi) is separated directly from the melt at temperatures of about 619 °C (alloy 2) and 641 °C (alloy 3), respectively.

Considering the fraction liquid vs temperature curves (Figure 1, b) it can be seen that with increasing on Mn/Fe rations in the investigated alloys the solidification temperature interval increased and the eutectic amount significantly decreased. Some parameters of the solidification process that are important in predicting semisolid behavior (or thixoformability) are presented in Table 2.

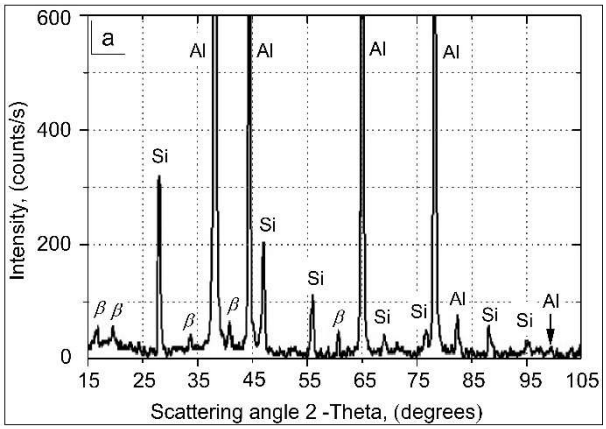
Table 2 – Parameters estimated from the liquid fraction vs. temperature curves

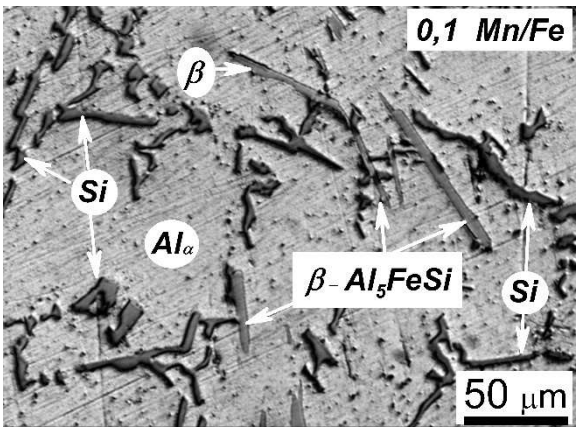
Alloy No	Mn/Fe ratio	Solidification interval ΔT(°C)	Amount eutectic (%)	Working window temperature, $\Delta T^{0.3/0.5}$ (°C)	Temperature sensitivity, $(df_L/dT)_{fL=0.4}$ ($°C^{-1}$)
1	0.1	28	61.16	6.7	0.032
2	0.3	50	52.35	9.2	0.024
3	0.7	76	41.52	21.8	0.010

In particular, the alloy with 0.1 Mn/Fe ratio (Table 2), due to a narrow thixoforming working window (around 7 °C) and a high temperature sensitivity of liquid fraction with temperature within this range ($0.032°C^{-1}$ at $df_L/dT_{fL}=0.4$) indicate low thixoformability. Therefore, a smaller fraction liquid sensitivity at semisolid processing temperature indicates better thixoformability. With increasing Mn/Fe ratio the fraction liquid sensitivity decreases from 0.032 (alloy 1) to 0.010 (alloy 3).

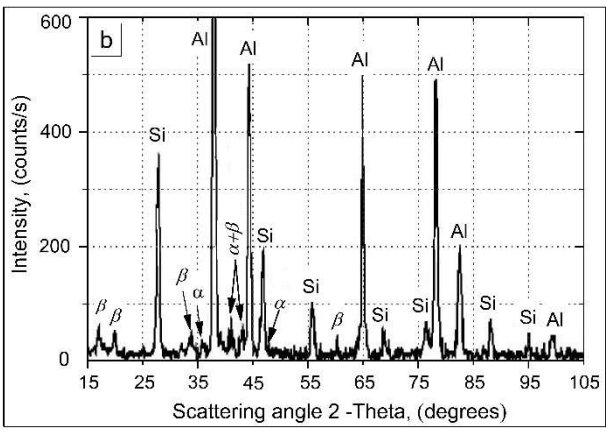
The XRD analysis and metallographic examination micrographs of the samples with different Mn/Fe ratios, solidified after DTA test at low cooling rate in ceramic crucible, are presented in Figure 2.

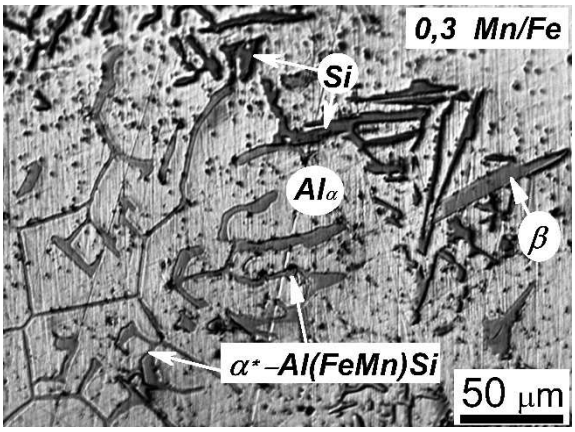
The microstructure of all three alloys (Figure 2) exhibited a typical hypoeutectic solidification structure consisting of Alα – solid solution (white in contrast), eutectic silicon Si (black in contrast) and iron-rich intermetallic particles (grey in contrast). There is a significant difference in the morphology of the iron-containing phases formed in the metal matrix when the Mn/Fe ratio was increased. Thus, small additions of Mn, when the Mn/Fe = 0.1 (Figure 2, a) the β-Al_5FeSi compound tends to crystallize in the form of extremely large needle-like particles. With increasing Mn/Fe ratio from 0.3 (Figure 2, b) to 0.7 (Figure 2, c) could promote the formation of a more compact α*- Al(FeMn)Si phase and reduce the formation of harmful β-Ai_5FeSi phase. The primary α* - Al(Fe,Mn)Si particles exhibit a spherical more compact morphology (Figure 2, c) when they are small, and they may develop into more complex morphologies with an increase in their sizes.



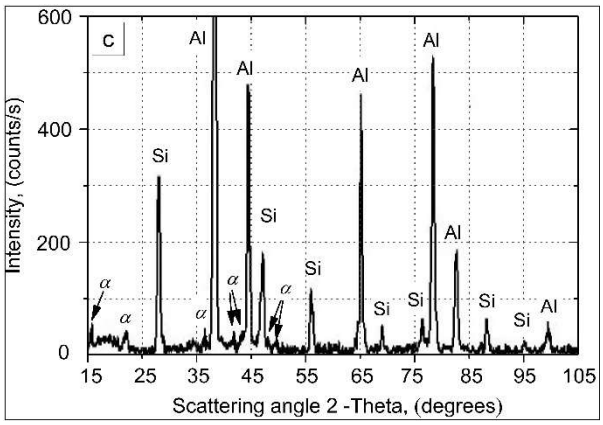


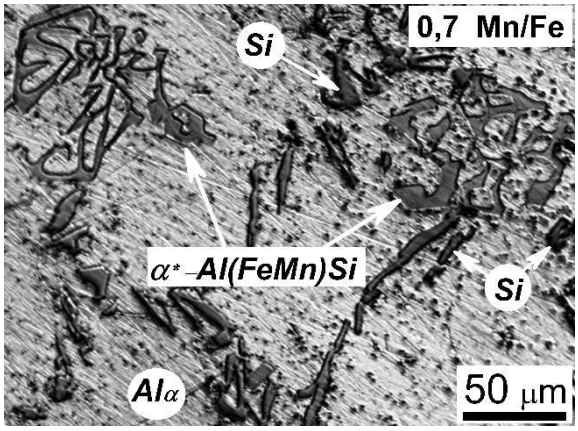
a





b





c

Fig. 2. XRD patterns and optical micrographs of specimens with different Mn/Fe weight ratios in the investigated alloys: a – 0.1 Mn/Fe, b – 0.3 Mn/Fe, c – 0.7 Mn/Fe

From a comparison of the X-ray diffraction patterns of samples with different percentages of manganese addition (Figure 2) it becomes obvious that the mechanism of the influence of manganese on the growth forms of iron-containing phases consists in a change in the nature of phase transformations during solidification, as a result of which, instead of the needle-shaped intermetallic β-$FeSiAl_5$ with a monoclinic lattice, a branched hexagonal phase [4], which in the literature is designated as α-$(Fe,Mn)_3Si_2Al_{15}$.

The effects of Mn addition for the prediction of the thixoformability of Fe-containing Al-Si based alloys have been investigated by DTA, XRD and optical microscopy. The experimental findings clearly demonstrated that altered Mn/Fe ratios (up to 0.7) in the studied alloys can reduce temperature sensitivity of liquid fraction ($df_L/dT_{0.3–0.5}$) and enlarge to a large extent the solidification temperature interval and the temperature window between 30 % and 50 % fraction liquid. Moreover, with increasing Mn/Fe ratio from 0.3 to 0.7 plate-like β-Al_5FeSi phase transforms to a more compact α* – Al(FeMn)Si phase which are more favorable for the semi-solid forming technology.

References

1. H.V. Atkinson. Alloys for Semi-Solid Processing. Solid State Phenomena, Vols. 192-193 (2013), pp 16-27.

2. E.J Zoqui, D.M. Benati, C.T.W. Proni, L.V. Torres. Thermodynamic evaluation of the thixoformability of Al–Si alloys. Calphad (2016), 52, pp. 98–109.

3. D. Liu, H.V. Atkinson, H. Jones, Thermodynamic prediction of thixoformability in alloys based on the Al-Si-Cu and Al- Si-Cu-Mg systems, Acta Materialia 53 (2005) 3807-3819.

4. Prigunova A.G. Mechanism of neutralization of harmful influence of iron in silumins by microadditives of manganese and chromium // Metallophysics and latest technologies. - 1998. - Vol.20. - No.12. - P. 25-32.

5. Balitchev, E.; Jantzen, T.; Hurtado, I.; Neuschütz, D. Thermodynamic assessment of the quaternary system Al–Fe–Mn–Si in the Al-rich corner. Calphad 2003, 27, 275–278.

6. S.G. Shabestari. The Effect of Iron and Manganese on the Formation of Intermetallic Compounds in Aluminum-Silicon Alloys. Materials Science and Engineering A, Vol. 383, 2004, pp. 289-298.

Kostetskyi Yu., Trykozenko D.
(Paton welding institute NAS of Ukraine, Kyiv)

STUDY OF JET FOUNTAINING AND LIQUID STEEL SPREADING DURING THE INITIAL STAGE OF LARGE HORIZONTAL INGOT CASTING

The search for ways to improve large ingot casting technology to enhance quality and reduce production costs is ongoing. Horizontal ingot casting (LH-ingots) is an effective method for producing high-quality billets for large slabs, thick sheets, and other heavy products requiring high isotropy of properties [1, 2]. The horizontal position of the ingot, when its height is significantly less than its length and width, enables unidirectional solidification of the metal from bottom to top. Consequently, such ingots exhibit increased physical and chemical homogeneity compared to products obtained by traditional casting methods. Notably, shrinkage defects and signs of liquidation are absent in the central part of the ingot, which are common in large ingots of traditional design.

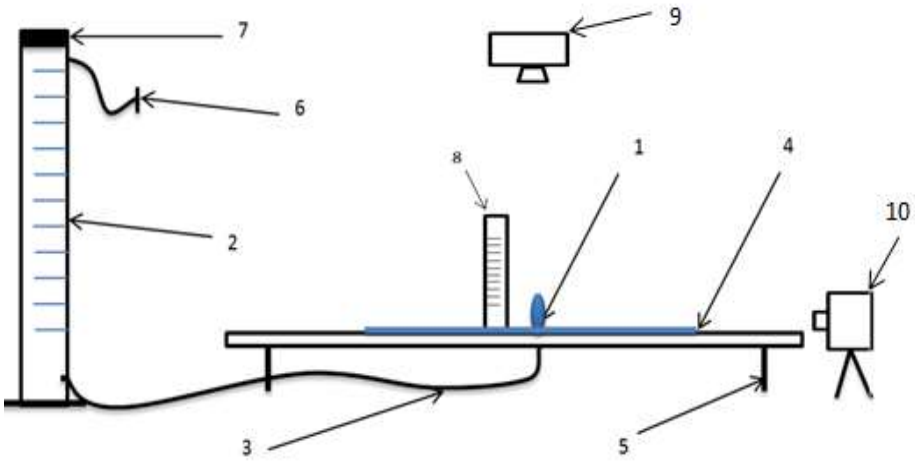
Some enterprises developed and implemented the technology for casting large-scale LH ingots with unidirectional solidification for heavy plates in the 1980s and

1990s [1, 3]. Although this method has not become widely used, it is still effective for producing high-quality cast plates. Therefore, improving the technology remains relevant. Specifically, the goal is to develop measures to produce ingots without surface defects to minimize or eliminate the need for preparation before further use.

It should be noted that the upper and lower surfaces of such ingots form under fundamentally different physical conditions [2]. The lower surface forms during the initial stage of casting when the molten metal spreads across the bottom of the mold. Analysis of defects on the lower surface of ingots and research into the conditions under which they occur have shown that the gating system design should prevent metal splashing at the beginning of casting and ensure rapid, uniform coverage of the mold's bottom surface with liquid metal. The casting process must also be carried out quickly, which is determined by the gating system design. Critical parameters affecting the formation of the bottom surface of the ingot include the location of the feeders, the geometry of the feeder outlet openings, and the flow rate.

This study aims to determine the flow and spreading patterns of liquid metal on a horizontal surface when entering a mold from a pouring system through cold modeling of the process. Specifically, the study examines how the pouring speed and the outlet shape of the pouring system influence the fountain's height and the fluid's movement across the surface. Particular attention is paid to determining the parameters under which the fluid is uniformly distributed across the surface with maximum steel flow and a minimum fountain height at the feeder outlet.

For the experiments, a laboratory setup was assembled that simulated the flow of liquid steel from the pouring system onto the flat bottom surface of the mold. The setup diagram is shown in Fig. 1.



1 – spout outlet; 2 – measuring vessel; 3 – transparent hose; 4 – working surface of the setup; 5 – screw for adjusting the horizon; 6 – air supply tap; 7 – airtight cover; 8 – ruler; 9, 10 – video cameras

Fig. 1. Diagram of the laboratory setup

Water was used to simulate liquid steel. Galileo's criterion (Ga), which indicates the ratio between gravitational and viscous forces in a liquid, was chosen as the similarity criterion [4]. Ga is a combination of two other similarity criteria: the Reynolds criterion, which applies to viscous fluid flow, and the Froude criterion, which applies to fluid and gas motion under the influence of external forces. To comply with the conditions of hydrodynamic similarity between water and liquid steel, water at 35 °C was used. At this temperature, Galileo's similarity criteria (Ga) values for water and liquid steel at a temperature of 1 600°C, with a density of 7 000 kg/m³ and a dynamic viscosity of 0.005 Pa·s, are close.

The level was used to ensure the working surface of the installation was horizontal. During one experiment, the water flow rate was kept constant. Video camera 9 recorded the spread of liquid over the surface, and video camera 10 recorded the height of the fountain. The experiment was conducted at various flow rates, and the flow duration was measured with a stopwatch. To study how the shape of the feeder outlet affects the flow of liquid from the drainage system channel, a cylindrical nozzle (d = 0.006 m) and a diffuser (d_1 = 0.006 m, d_2 = 0.013 m, opening angle $\beta = 20°$) were used.

To evaluate uniform liquid spreading, concentric circles were marked on the laboratory setup's working surface at 1-cm intervals, with the center located on the feeder outlet's axis. Ideal spreading was defined as the formation of a round liquid spot. The quantitative characteristic was the radius of the circle that was covered with liquid by at least 90 %.

Measurements of the height of the liquid fountain as it exits the feeder outlet at different flow rates showed the expected increase in fountain height with increasing flow rate (Fig. 2).

The height of the fountain is determined by the speed of the liquid flow at the outlet of a hole of a certain diameter. As the liquid moves upward, the force of gravity gradually reduces its vertical speed, which becomes zero at the highest point of the trajectory. Based on the energy ratio $1/2mv^2 = mgh$, the calculated height of the fountain from a cylindrical opening H_{calc} can be determined by the formula, m:

$$H_{calc} = v^2 \cdot \frac{sin^2\alpha}{2 \cdot g} \quad (1)$$

where α is the angle of inclination of the jet relative to the horizon; v is the flow velocity at the outlet of the feeder opening, m/s; g is the acceleration due to gravity, m/s^2.

If the jet flows vertically upward, i.e., α = 90°, formula (1) is simplified because sin α equals one. The velocity of the fluid flow at the outlet of the feeder opening is determined by the fluid flow rate and the diameter of the outlet opening, m/s:

$$v = \frac{10^{-6} \cdot Q}{\pi \cdot (d/2)^2}, \quad (2)$$

where d is the diameter of the outlet, m; Q is the fluid flow rate, ml/s.

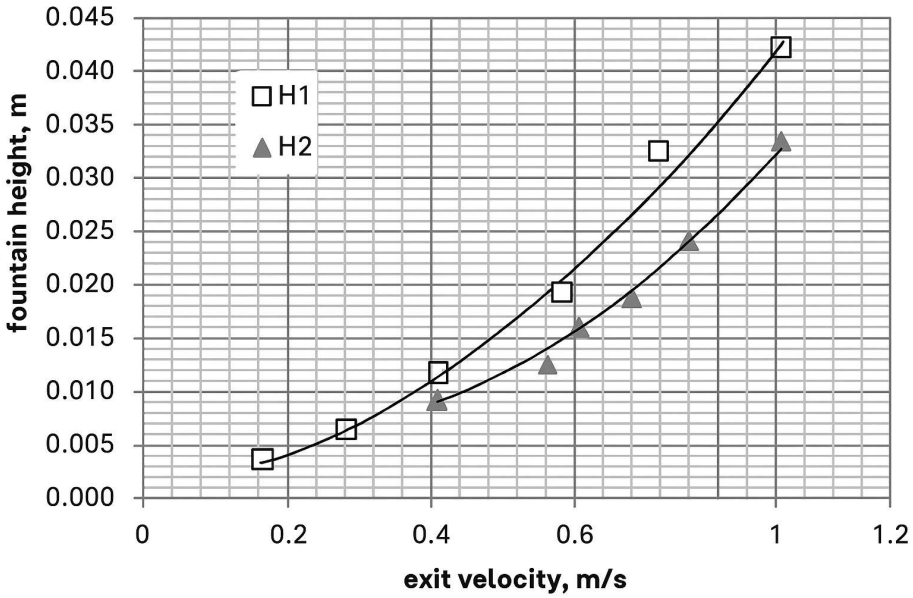


Fig. 2. Dependence of the height of the liquid fountain on the initial velocity of the jet (H1 – measured values for a cylindrical opening; H2 – measured values for an opening with a diffuser)

For an opening with a diffuser, a lower height of liquid fountain at the feeder's outlet was observed at the same liquid flow rate (Fig. 2). Conversely, as the liquid flow rate increases, so does the outlet flow velocity and the difference in height. The fountain height value for an opening with a diffuser can be represented by the ratio m:

$$H_{calc.dif} = H_{calc} - \Delta H, \tag{3}$$

where ΔH is the change in jet height when using a diffuser, m.

The loss of jet height caused by decreased flow pressure due to diffuser geometry [4] can be calculated using the following formula:

$$\Delta H = \left(1 - \frac{A_1}{A_2}\right)^2 \cdot k \frac{v^2}{2g} \tag{4}$$

where A_1 is the area of the inlet opening, m^2; A_2 is the area of the outlet opening, m^2; v is the flow velocity at the inlet, m/s; k is the attenuation coefficient, where k = sin β and β = 5-25°.

Calculations using formulas (1) and (2) were highly consistent with the results of cold modeling. These results are presented in the form of corresponding curves in Fig. 2. These results support the recommendation to use these formulas in calculations when developing steel casting technology.

The results shown in the figure clearly illustrate the effect of using a diffuser compared to a conventional cylindrical opening. Thus, the height of the liquid fountain can be adjusted through the geometric parameters of the feeder outlet and minimized without reducing the metal flow during pouring. This will prevent metal from splashing on the surface of the mold and reduce the intensity of secondary oxidation. In addition, reducing the outlet velocity slows down the circulation flows in the molten metal volume and reduces the disturbance of the bath surface.

Additionally, the geometric parameters of the sprue system feeder's outlet opening affect the dynamics of liquid metal flow and determine how it spreads over the horizontal mold surface. To identify the patterns of this process during the initial stage of filling, we investigated the influence of pouring speed and opening shape on liquid distribution. The conditions under which the surface is covered most uniformly with metal at the minimum fountain height were determined. The optimal mode is when the liquid metal coming out of the feeder spreads into a uniform circle. This type of spreading ensures the formation of a defect-free bottom surface of the ingot.

The results of the experiments show that in both cases there are no fundamental differences in liquid spreading over the surface. The uniformity of the spreading front depends mainly on the flow rate: the higher it is, the closer the shape of the spot is to a circle.

The growth rate of the area occupied by liquid metal increases with the flow rate, though not directly proportionally. Figure 3 shows a graph characterizing the size of the liquid spot at a given moment for different flow rates. This graph is based on experimental results. The experimental dependence obtained can be described by the following approximation equation:

$$R = 0.0514 \cdot ln(Q) + 0.3209. \quad (5)$$

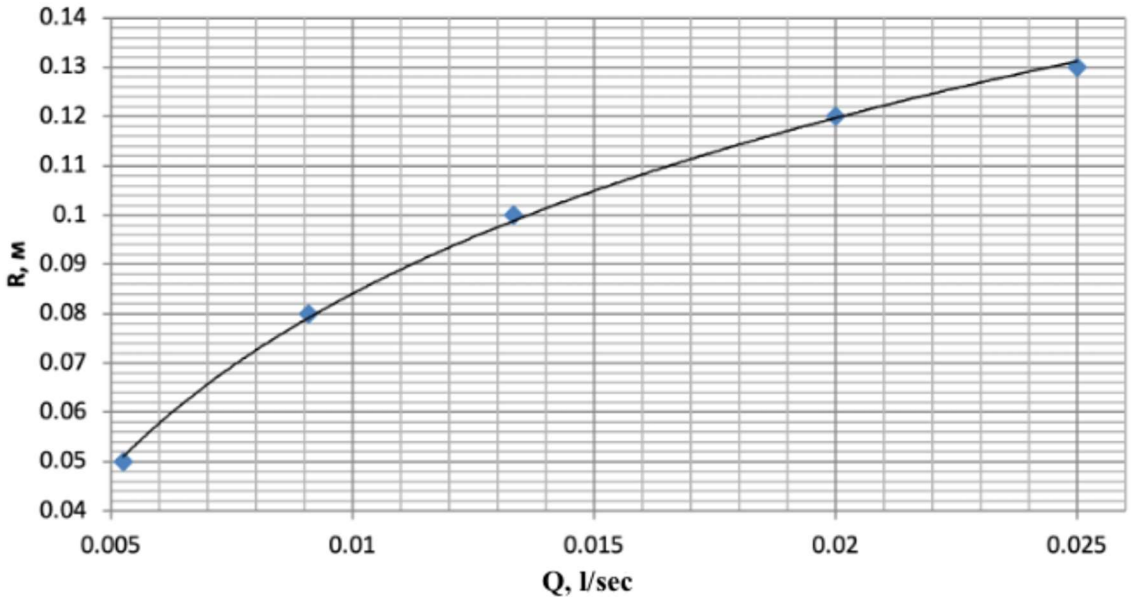


Fig. 3. Dependence of the radius of the liquid spot at the same specific moment in time on the liquid flow rate

This ratio enables you to estimate the size of stains at higher flow rates, which is useful for designing drainage systems.

In summary, using an opening with a diffuser increases fluid flow and reduces splashing. This speeds up mold filling without compromising the quality of the bottom surface of the casting. Accelerating the steel pouring process minimizes metal contact with the refractories of the pouring system and interaction with atmospheric air. This prevents secondary oxidation and reduces the number of non-metallic inclusions in the metal casting. Additionally, reducing the total time required to fill the mold minimizes heat loss, enabling a slight reduction in the steel pouring temperature without compromising product quality.

Laboratory investigations using cold modeling were carried out to study the formation of the liquid metal bath during the initial stage of mold filling in ingot casting with a height-to-width ratio below unity. The results show that the fountain height at the feeder outlet increases proportionally to the square of the jet velocity as the flow rate rises. Introducing a diffuser decreases the fountain height compared to a cylindrical opening at the same flow rate, thereby enabling faster mold filling while preserving the quality of the ingot’s bottom surface. The proposed correlations for estimating fountain

height demonstrate good agreement with the experimental data and can be applied in the design of pouring systems and in developing casting regimes for molds with low height-to-width ratios.

References

1. Peng X., Hu L., Wang P., Zhao L. (2011) Study on Unidirectional Solidification of Slab Ingot for Special Heavy Plate. Advanced Materials Research. 189-193. 4033-4036. https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.189-193.4033.

2. Kostetsky Yu., Volchenkov Ye., Medovar L. (2016) Horizontal Ingot Manufacturing and Modeling Results. Medovar Memorial Symposium Proceedings, 7-10 June 2016, Kyiv, Ukraine. 137-144.

3. Kitagava T., Nakada M., Komatsu M., Yamada M., Asano S., Yano K. (1985) Development of Unidirectionally Solidified Large Scale Ingots for Heavy Gauge Plates. Transactions ISIJ. 25(12). 1227-1236.

https://doi.org/10.2355/isijinternational1966.25.1227.

4. Gusak O. G., Sharapov S. O., Ratushny O. V. (2022) Liquid and gas dynamics: a textbook. Sumy: Sumy State University. 296 p.

Protsenko V., Kasyan O.
(KhNTU, Kherson-Khmelnytskyi)

METHODOLOGY FOR DETERMINING THE COST OF PRODUCTS MADE FROM NEW COMPOSITE MATERIALS

E-mail: eseu@ukr.net

A significant number of studies in the field of materials science has led to the development and investigation of properties of new materials. However, the implementation of these materials is often hindered by the resource intensity of the composition, the energy consumption or labor intensity of the proposed technology, and the poor operational performance of the finished products. Considering the clear research gap in the field of technical and economic justification for the feasibility of using new polymer composite materials, which is underscored by the absence of such justification

in a large number of defended dissertations on materials science, there is a need to develop a methodology for conducting such an analysis. This is essential to move new materials from the laboratory to the sphere of practical application.

The total manufacturing ($C_{product}$) cost of a composite product (UAH/unit) is the sum of the material cost (C_{mat}) and the processing cost (C_{proc}) (1).

$$C_{product} = C_{mat} + C_{proc} \quad (1)$$

he cost of materials (for the case of composites based on liquid resins) (2) includes the cost of matrix material (C_{matrix}), the cost of hardener material ($C_{hardener}$), the cost of filler material (C_{filler}), the cost of reinforcement material (C_{reinf}), and the cost of the mold (C_{mold}), minus the cost of waste material (C_{waste}) (in the case of disposal costs, these expenses must be added).

$$C_{mat} = \sum_{i=1}^{n} C_i - C_{waste} = C_{matrix} + C_{hardener} + C_{filler} + C_{reinf} + C_{mold} - C_{waste} \quad (2)$$

The processing technology may involve the influence of stationary (thermal, electrical, force, etc.) or variable (magnetic-pulse, ultraviolet, etc.) physical fields on the product, as well as mechanical processing by cutting, pressure, and so on, across a total of *n* operations, with corresponding costs ($C_{proc.s}$), ($C_{proc.v}$), ($C_{proc.mech}$) (3).

$$C_{proc} = C_{proc.s} + C_{proc.v} + C_{proc.mech}. \quad (3)$$

After substituting (2) and (3) into (1), we will obtain expression (4).

$$C_{product} = \{C_{matrix} + C_{hardener} + C_{filler} + C_{reinf} + C_{mold} - C_{waste}\} + C_{proc} + C_{proc.v} + C_{proc.mec} = \{C_{matrix} + C_{hardener} + C_{filler} + C_{reinf} + C_{mold} - C_{waste} + \sum_{j=1}^{n} C_{proc.j} = \{C_{mat} + C_{mold} - C_{waste}\} + \sum_{j=1}^{n} C_{proc.j} \quad (4)$$

The cost of materials can be estimated as:

$$C_i = m_i \times P_i, \tag{5}$$

where m_i – is the mass of the i-th material (matrix, hardener, filler, reinforcement, waste), in kg;

P_i – is the price of the i-th material, in UAH/kg.

In the case of using composites where the mass fractions of each component q_{mi}, their price, and their density p_{mi} are given, the cost of the composition can be calculated using the following expression:

$$\begin{cases} \mathrm{C}_{mat} = C_{matrix} + \mathrm{C}_{hardener} + \mathrm{C}_{filler} + \mathrm{C}_{reinf} = p_r + V_r + P_r\ ; \\ p_r = \sum_{i=1}^{n} p_{mi}\, q_{mi} \,/ \sum_{i=1}^{n} q_{mi}\ ; \\ P_r = \sum_{i=1}^{n} P_{mi}\, q_{mi} \,/ \sum_{i=1}^{n} q_{mi}\ . \end{cases} \tag{6}$$

The cost of processing C_{proc} for the j-th operation is generally the sum of the worker's labor cost C_{labor}, the cost of electricity C_{elec}, equipment depreciation D_{equip}, and operational expenses C_{op} (technical maintenance and repair of equipment, tools, fittings, consumables, etc.). Other workshop expenses $C_{ws_{other}}$ must also be added here (for the upkeep and maintenance of production areas, occupational safety, etc.).

$$C_{proc\ j} = C_{labor\ j} + C_{elec\ j} + D_{equip j} + C_{op\ j} + C_{ws_{other} j}. \tag{7}$$

$$C_{labor\ j} = \frac{12 \times S_{avg\ j} + C_{leave\ j}}{T_{fund\ j}} \times \frac{t_{setup\ j}}{60 N_{sim}} \times \left[1 + \frac{USC}{100}\right] \tag{8}$$

$$C_{elec\ j} = \frac{P_{mech} \times t_{proc\ j}}{60 N_{sim} \eta_j} \times p_{elec\ j} \tag{9}$$

$$D_{equipj} = \frac{C_{equipj}}{T_{life\ j} \times F_{ey\ j}} \times \frac{t_{proc}}{60N_{sim}}, \quad (10)$$

where P_{mech} – power consumed for mechanical processing, kW;

t_{proc} – main processing time, min;

N_{sim} – number of products processed simultaneously, pcs;

η_j – equipment efficiency factor;

p_{elec} – price of electricity, UAH/(kW·h);

$S_{avg\ j}$ – average monthly salary of the respective worker, UAH;

$C_{leave\ j}$ – amount of a worker's paid leave, UAH;

$T_{fund\ j}$ – worker's annual working time fund, h/year;

$t_{setup\ j}$ – calculated time (includes operational time and preparatory-final time for equipment setup), min;

USC = 22 % – unified social contribution for private entrepreneurs;

C_{equipj} – cost of equipment (including tools and fittings), UAH;

$T_{life\ j}$ – equipment useful life, years (e.g., for metal-cutting machines, it is usually taken as 6…10 years);

$F_{ey\ j}$ – equipment's annual working time fund, h/year.

Operational C_{op} and other workshop expenses $C_{ws_{other}}$ (depending on the level of thriftiness and production organization) are approximately 75...150 % (at enterprises with a less advanced production process, this percentage may be higher) of the worker's labor cost, C_{labor} [1-4]. Considering this, expression (7) for calculating the processing cost at the j-th operation is presented in a form convenient for practical use:

$$C_{proc\ j} = (1{,}75 \dots 2{,}50)C_{labor\ j} + C_{elec\ j} + D_{equipj}. \quad (11)$$

Using the presented methodology, the cost of bushings for stern tube bearings of ships with the following parameters was calculated: *d* = 100 mm, *D* = 132 mm, *l* = 270 mm. The materials used were: caprolon PA-6MG, filled with graphite [5] (*M1*);

caprolon PA-6MDM, filled with graphite and molybdenum disulfide [6] (*M2*); and epoxy composite EKM-3 [7] (*M3*).

For materials *M1* and *M2*, the processing was assumed to be only mechanical, in a single operation (j = 1) on a lathe, comprising two setups. This included facing the end, external turning of diameter *D*, drilling, reaming, and boring of hole *d*, cutting the part from the rod, and facing the opposite end. For material *M3*, the process involved mold fabrication, polymer composite production according to the technology in [7], and mechanical processing on a lathe. The cutting modes for all materials were considered identical. To compare the practical value of the analyzed materials, we used the results from studies [5-7] on their wear intensity when paired with steel shafts. We also calculated the number of repairs requiring bushing replacement over the total service life of the ships (25 years). The results of these calculations are summarized in Table 1.

Table 1 – Main characteristics of model stern tube bearing bushings made from the analyzed materials

Material designation	Coefficient of friction, f, with water lubrication	Manufacturing labor intensity, t_{setup}, min	Manufacturing duration, min	Manufacturing cost of $C_{product}$, UAH	Number of vessel repairs over service life, N_r
M1	0,020	54	54	1573	9
M2	0,016	54	54	1877	4
M3	0,038	312	3314	1829	23

The data in Table 1 indicate that using material *M3* for manufacturing the bushings will lead to the highest number of repairs and, consequently, due to the longest downtime and repair costs, the highest specific costs per tonne of cargo transported by the vessel. This will ultimately reduce the profits from operating a vessel equipped with these bushings. Bushings made from material *M3* will also cause the greatest friction losses in

the stern tube bearing, thereby increasing fuel costs and further raising transportation expenses.

The manufacturing labor intensity of bushings from material *M3* is almost 6 times greater than that of bushings from materials *M1* and *M2*, while the manufacturing duration is more than 60 times longer. The manufacturing cost of a bushing from material *M1* is $C_{product}$ = 1573 UAH, from material *M2* is $C_{product}$ = 1877 UAH, and from material *M3* is $C_{product}$ = 1829 UAH. The results obtained make the choice of material for stern tube bearing bushings more well-substantiated and convincingly argue in favor of using materials *M1* or *M2*.

Thus, the presented calculation methodology for determining the main costs that form the prime cost of such products makes it possible to perform practical calculations and simplifies decision-making when selecting composite materials.

References

1. Gorbatsevich A.F. Course project in mechanical engineering technology: a study guide / A.F. Gorbatsevich, V.A. Shkred. Minsk: Vysh. Shk, 1983. 256 p.

2. Rudenko P.O. Design of technological processes in mechanical engineering / P.O. Rudenko. Kyiv: Vyshcha Shkola, 1993. 414.

3. Hryhurko I.O., Brendulya M.F., Dotsenko S.M. Mechanical engineering technology (Diploma design) / I.O. Hryhurko, M.F. Brendulya, S.M. Dotsenko. Lviv: Novyi Svit – 2000, 2020. 744.

4. Sydorenko V.N., Shykhalev V.A., Portniazhkina O.M. Economic efficiency of surfacing mechanization // In: Production of Large Machines. Edited by A.I. Volkonsky, S.E. Poliakov (Works of NIITIAZhMASh Uralmashzavod). Iss. 20, 1971. 124 – 138.

5. Buzkov V.A. Improving the service properties materials for the development of ship stern tube devices and sea protection: dis. ... Dr. Sci. (Eng.): 05.02.01 – Materials Science / V.A. Buzkov; Odesa State Maritime University. Odesa, 1998. 448.

6. Storozhev V.P. Causes and regularities gradual failures of main tribotechnical objects a ship's power system and increasing their service life: dis. ... Dr. Sci. (Eng.):

05.02.02 – Machine Science / V.P. Storozhev; Odesa State Maritime University. Odesa, 2002. 381.

7. Brailo M.V. Development epoxy composites with complex of dispersed and polyamide fillers for parts of friction: dis. ... Cand. Sci. (Eng.): 05.02.01 – Materials Science / M.V. Brailo; Kherson State Maritime Academy. Kherson, 2015. 227.

Smetankina N.[1], Misiura Ie.[2], Misiura S.[1, 3]
([1]Anatolii Pidhornyi Institute of Power Machines and Systems of the NAS of Ukraine, Kharkiv; [2]S. Kuznets KhNUE, Kharkiv; [3]NTU "KhPI", Kharkiv)

DEFORMATION MODELING OF COMPOSITE PLATES WITH COMPLEX SHAPE UNDER IMPACT LOADING

E-mail: misuraeu@gmail.com

The widespread use of structures made of composite materials is due to their improved, relatively homogeneous characteristics. Due to their high strength properties combined with low weight, composite materials are widely used in space, aircraft and shipbuilding, and transport engineering [1, 2]. The issues of static deformation of composite structural elements and their free oscillations are the most studied [3]. Transient processes in such structures are less studied [4, 5]. The complication of the operating conditions of modern composite structures associated with impulse and shock loads, the variety of shapes of structural elements, and the use of new materials lead to the fact that the development of methods for solving problems on the stress-strain state of composite elements of arbitrary shape is an urgent problem of structural dynamics.

A methodology is proposed for studying the processes of unsteady deformation of layered composite elements of aerospace structures under impulse loading and impact with a solid body. The elements are considered that are made in the form of plates with a complex plan form. The plate consists of orthotropic layers of constant thickness and occupies a single-connected region on the coordinate plane, which is bounded by a curved contour. It is assumed that the Timoshenko type hypothesis is fulfilled for the package of layers. The stresses in the layers are determined by Hooke's law for an orthotropic body.

Forces and moments are determined by integrating the corresponding components of the stress tensor along the thickness of the plate or shell.

The equations of motion of the structural element and boundary conditions are derived from the variation principle. When solving the problem of impact interaction of the indenter with the structure, the system of equations of motion is supplemented by the equation of motion of the indenter, as well as the condition of joint displacement of the indenter and the structure. The contact interaction is taken into account with the modified Hertz's law. The problem of the dynamics of a layered plate of arbitrary shape is solved by the immersion method [1]. As a result, the problem is reduced to solving a system of ordinary differential equations of the second order for the coefficients of the expansion of the displacement functions into Fourier series. The resulting system is integrated by expanding the solution into a Taylor series. After determining the compensating loads, the displacements, deformations, and stresses in the layers of the plate are calculated.

As a representative example, the vibrations of a pivotally supported three-layer plate of orthotropic layers under impact with an indenter in the form of a steel ball are studied. The shape of the plate plan is defined by the Lame equations. The impact is applied from the outer surface of the first layer of the plate. A comparison of the results of the calculation of deflections and normal stresses with the results obtained using the finite element method showed their good agreement, confirming the reliability of the results. Despite the high level of impact load intensity, the stresses did not exceed their permissible values, which makes it possible to predict the performance and reliability of such an element during its operation under real load conditions.

Thus, a methodology has been developed for studying transients in laminated composite plates with a complex plan form that takes into account the geometry of the region at the analytical level, which increases the accuracy of the obtained results. The proposed methodology can be applied in the design of layered composite structural elements for aerospace and ground vehicles subjected to the influence of unsteady loads.

References

1. Smetankina N. Simulation of Thermal Stresses in Multiplayer Plates of Non-Canonical Shape / N. Smetankina, S. Misiura, I. Misiura, T. Sychova, A. Sychov // In: Ivanov, V., Pavlenko, I., Edl, M., Machado, J., Xu, J. (eds) Advances in Design, Simulation and Manufacturing VII. DSMIE 2024. Lecture Notes in Mechanical Engineering. Springer, Cham. – 2024. – P. 215–226. Режим доступу: https://doi.org/10.1007/978-3-031-63720-9_19

2. Smetankina N.V. Optimal design of layered cylindrical shells with minimum weight under impulse loading / N.V. Smetankina, O.V. Postnyi, S.Yu. Misura, A.I. Merkulova, D.O. Merkulov // In: 2021 IEEE 2nd KhPI Week on Advanced Technology (KhPIWeek). – 2021. – P. 506–509. Режим доступу: https://doi.org/10.1109/KhPIWeek53812.2021.9569982

3. Hontarovskyi P.P. Computational studies of the thermal stress state of multilayer glazing with electric heating / P.P. Hontarovskyi, N.V. Smetankina, S.V. Ugrimov, N.H. Garmash, I.I. Melezhyk // Journal of Mechanical Engineering – Problemy mashynobuduvannia. – 2022. – Vol. 25, no. 2. – P. 14–21. Режим доступу: https://doi.org/10.15407/pmach2022.02.014

4. Сметанкіна Н.В. Математичне моделювання процесу нестаціонарного деформування багатошарового оскління при розподілених та локалізованих силових навантаженнях / Н.В. Сметанкіна, О.М. Шупіков, С.В. Угрімов // Вісник Херсонського національного технічного університету. – 2016. – № 3(58). – Р. 408 – 413. – Режим доступу: http://nbuv.gov.ua/UJRN/Vkhdtu_2016_3_78

5. Smetankina N. Two-stage optimization of laminated composite elements with minimal mass / N. Smetankina, O. Semenets, A. Merkulova, D. Merkulov, S. Misura // Smart Technologies in Urban Engineering. STUE-2022. Lecture Notes in Networks and Systems. Springer, Cham, 2023. – Vol. 536. – P. 456–465. Режим доступу: https://doi.org/10.1007/978-3-031-20141-7_42

Smetankina N.[1], Sychova T.[2], Sychov A.[2]
([1]Anatolii Pidhornyi Institute of Power Machines and Systems of the NAS of Ukraine, Kharkiv; [2]State Biotechnological University, Kharkiv)

DETERMINATION OF OPTIMAL CONFIGURATION OF LAYERED COMPOSITE UNDER STATIC LOADING

E-mail: sychov2009@ukr.net

Composite materials are now widely used in the mechanical and aerospace industries because they enable designers to achieve significant weight savings [1]. Another advantage is that more complex shapes can be produced due to the manufacturing techniques used, and the total number of parts can be significantly reduced [2].

The mechanical properties of a composite material vary significantly depending on the fiber orientation, and it is necessary to tailor the composite for each specific application to improve the material properties [3]. This study examines the optimal design of laminated plates and shells under various constraints. In many applications, laminated composites are subjected to in-plane loading, so the stiffness and strength properties must be optimized. For static bending loads, laminated composites are designed to maximize bending stiffness. In other cases, bending loads or natural frequencies must be maximized. However, in most applications, several constraints are applied simultaneously and multi-criteria optimization methods are used [4].

Using a stiffness invariant formulation, it is shown that the effects of composite package thickness and stacking can be separated and that for symmetric balanced laminates, all stacking can be represented by only two parameters regardless of the number of plies. Thus, the optimization problem is greatly simplified. Determining the optimal configuration for a composite subjected to arbitrary in-plane loading is a challenging problem. For unidirectional composites, the method of calculating the principal stress, which is to align the fibers in the direction of the highest principal stress, can be used very effectively. Thus, the tangential stresses in the principal stress of the material can be utilized very effectively.

References

1. Сметанкіна Н.В. Математичне моделювання процесу нестаціонарного деформування багатошарового оскління при розподілених та локалізованих силових навантаженнях / Н.В. Сметанкіна, О.М. Шупіков, С.В. Угрімов // Вісник Херсонського національного технічного університету. – 2016. – № 3(58). – P. 408 – 413. http://nbuv.gov.ua/UJRN/Vkhdtu_2016_3_78.

2. Smetankina N.V. Optimal design of layered cylindrical shells with minimum weight under impulse loading / N.V. Smetankina, O.V. Postnyi, S.Yu. Misura, A.I. Merkulova, D.O. Merkulov // In: 2021 IEEE 2nd KhPI Week on Advanced Technology (KhPIWeek). – 2021. – P. 506–509. Режим доступу: https://doi.org/10.1109/KhPIWeek53812.2021.9569982.

3. Smetankina N. Two-stage optimization of laminated composite elements with minimal mass / N. Smetankina, O. Semenets, A. Merkulova, D. Merkulov, S. Misura // Smart Technologies in Urban Engineering. STUE-2022. Lecture Notes in Networks and Systems. Springer, Cham, 2023. – Vol. 536. – P. 456–465. https://doi.org/10.1007/978-3-031-20141-7_42.

Voron M. M.[1], Tymoshenko A. M.[1], Semenko A. Yu.[1], Skorobagatko Yu. P.[1], Smirnov O. M.[1], Schwab S. L.[2]

([1]PTIMA of the NAS of Ukraine, Kyiv; [2]E. O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, Kyiv)

THE INFLUENCE OF NON-METALLIC INCLUSIONS ON HOT ROLLING CRACKING DEFECTS OF INDUCTION-MELTED Fe-Mn-Al-Si-Ni-Cr-V-C LIGHTWEIGHT STEELS

E-mail: semenko.au@gmail.com

The production of Fe-Mn-Al-C steels remains an expensive and difficult process due to a number of features, associated with their chemical composition. Small volumes of such steels are conveniently smelted in vacuum induction furnaces [1]. In laboratory smelting conditions, the weight of ingots usually does not exceed several kilograms, and for industrial installations it may reach 400 kg. Methods, based on arc remelting, are the

most suitable for production of commercial volumes of high-manganese steels with a high aluminum content [2].

The need for a protective environment and refining of Fe-Mn-Al-C steel melts is explained by the peculiarities of their chemical composition and sensitivity to the content of impurities [3]. Due to the high content of aluminum and manganese, they are prone to liquation, gas saturation and the formation of various types of oxide inclusions with different sizes and location. The presence of oxide films, carbide eutectics, oxy-sulfide and oxynitride inclusions at grain boundaries in the metal volume is especially harmful for steel mechanical properties and deformability [4]. The investigation of lightweight Fe-Mn-Al-C steels production in conditions of open induction smelting is poorly studied. It requires the analysis of structural-phase characteristics and the non-metallic impurities formation and location features to establish their influence on the destruction of as-cast samples during hot plastic deformation.

To provide investigations of described problem, Fe-26Mn-10Al-1.2Si-3Cr-3Ni-1.4C-0.1V (% wt.) steel was smelted by using open induction furnace. The sulfur and phosphorus content in the steel was 0.03 and 0.04 % wt. respectively. Such chemical composition was chosen by considering the ability of chromium and nickel to increase the strength and heat resistance of the studied type of steels and improve their ability to high-temperature deformation [5]. Vanadium was used for grain-refining and like the element that can form strengthening carbides together with chromium. At the same time, the selected chemical composition could cause the formation of phases that could serve as a material degradation factor. These include carbides, nickel aluminide, eutectics components, oxides and nitrides. For example, chromium and nickel stabilize austenite and significantly strengthen steel, but they can also cause an increase the content of oxides, nitrides and oxynitrides non-metallics. Chromium can also contribute to the formation of phosphides and complex M_7C_3 carbides [6]. Most of these issues for steels with such a complex chemical composition are unexplored for the initial as-cast state in the context of the open induction melting application and their subsequent hot plastic deformation.

Next types of charge materials were used to smelt experimental steel: C45-steel with 0.45 % wt. carbon content; Al-12Si aluminum alloy scrap; Al-10V master-alloy; metallic Mn, Al, Cr, Ni and V of ordinary purity. Graphite powder served as an additional source of carbon.

Melting was carried out in a 40-kW open induction furnace. Its heating zone was made of Al_2O_3:MgO=80:20 mixture. The charge materials were melted in the furnace gradually. At the first step, the formation of a steel melt was achieved by adding carbon directly before liquid metal bath forms. After that, up to 30 % required content of the aluminum and manganese was added. After the melt reached the required temperature 1400-1500 °C, the procedure was repeated with the addition of chromium and nickel every five minutes. Addition of CaO, magnesium and lanthanum (as a part of the Ni-16Mg and Al-40La master-alloys) was provided at the finishing part of melt preparation to increase purification of the alloy from harmful impurities. At that time and after it, melt was mechanically stirred and the slag was removed. After melting all the components and reaching a temperature of 1500 °C, the liquid metal was purged with argon three times for 10 seconds each and the remaining slag was removed. Gases content monitoring wasn't provided, during all the melt preparation process.

10 kg of melt was poured from 1450 °C into a sand mold with a liquid glass binder through feeders from below (siphon pouring). Also, exothermic elements were placed in the mold to eliminate the shrinkage defects of the ingot. As a result, a plate-like casting with a 20 mm wall thickness was obtained.

The feeding system of the ingot and its upper part with reduced shrinkage cavity were separated from the main part of a billet, intended for further hot plastic deformation. First, it was subjected to homogenization annealing at 1050 °C for 90 minutes in a resistance furnace. After that, the billet was deformed in a rolling mill with a compression rate 1 mm in one pass. After every two passes, the workpiece was returned to the furnace, reheated to the annealing temperature, held for 10 min, and the deformation was repeated.

The plate was fractured during the second deformation step at the stage when the thickness of the workpiece reached 16 mm. Fractured billet was purposely broken after

slow air cooling in such a way to connect several hot cracks and to obtain a sample with minimum inner oxidation for fracture surface studies.

To determine the causes of a Fe-26Mn-10Al-1.2Si-3Cr-3Ni-1.4C-0.1V steel fracture under the action of hot plastic deformation and the influence of non-metallic inclusions and defects on it, electron microscopy and X-ray phase analysis were carried out.

Microstructure and phase analysis of open induction melted Fe-26Mn-10Al-1.2Si-3Cr-3Ni-1.4C-0.1V steel showed that main formed defects in as-cast state are: columnar structure, microliquation areas, oxide films and structure difference, caused by crystallization speed divergency. They lead to downgrade of steel properties and especially – high temperature deformability.

Non-metallic inclusions in obtained Fe-Mn-Al-Ni-Cr-V-C steel are mainly formed by two sources. The first one is typical, when the melt cannpt be purified from inclusions due to their small dimensions. The second one consist of melt surface oxidation while pouring it into a mold. The last reason prone formation of oxide films and can be eliminated by controlling pouring process and atmosphere.

Despite the presence of oxide films, the formation of hot cracks in researched steel was caused mainly by columnar structure, performed by two types of austenite (ordinary one and hardened – more saturated with carbon and nitrogen) and spot-like aluminum and manganese oxides. High temperature also provides carbides formation, some of which precipitate at the grain boundaries near eutectic volumes, making them more spread and harmful. Named factors contribute deterioration of grain boundaries quality and radically prone intergranular crack formation.

To eliminate investigated disadvantages, melt protection from oxidation while pouring it into a mold should be provided as well as grain refinement. First action will reduce melt saturation with oxygen and nitrogen, also minimizing oxide film formation. The second one will provide more desirable structure, minimization of liquation and eutectic formation and more even distribution of fine non-metallics.

Acknowledgements

This research has been funded by National Research Foundation of Ukraine, competition “Science to Strengthen Defense Capabilities of Ukraine” (Project No.

2023.04/0021), “Production of armor elements for military equipment from ultralightweight steels using secondary raw materials”. The authors wish to acknowledge the NRFU for their support. Authors also acknowledge the Center of Scientific Equipment Collective Use “Materials Science of Refractory Compounds and Composites” (National Technical University of Ukraine “Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute”) for the help with providing XRD studies.

References

1. Moon, J., Ha, H.-Y., Kim, K.-W., Park, S.-J., Lee, T.-H., Kim, S.-D., Jang, J. H., Jo, H.-H., Hong, H.-U., Lee, B. H., Lee, Y.-J., Lee, C., Suh, D.-W., Han, H. N., Raabe, D., & Lee, C.-H. (2020). A new class of lightweight, stainless steels with ultra-high strength and large ductility. Scientific Reports, 10(1).

https://doi.org/10.1038/s41598-020-69177-7

2. Sebeck, K., Toppler, I., Rogers, M., Limmer, K., Cheeseman, B., Howell, R., & Herman, W. (2024). High Mn, high Al steels for thick plate armor applications. SAE Technical Papers on CD-ROM/SAE Technical Paper Series, 1.

https://doi.org/10.4271/2024-01-3739

3. Zhang, L., & Thomas, B. G. (2006). State of the art in the control of inclusions during steel ingot casting. Metallurgical and Materials Transactions B, 37(5), 733–761.

https://doi.org/10.1007/s11663-006-0057-0

4. Huang, S., Li, G., Zhang, Z., Tan, Q., & Zhu, G. (2022). Effect of Cooling Rate on the Grain Morphology and Element Segregation Behavior of Fe-Mn-Al-C Low-Density Steel during Solidification. Processes, 10(6), 1101.

https://doi.org/10.3390/pr10061101

5. Bai, R., Du, Y., He, X., & Zhang, Y. (2024). The Influence of Cr Addition on the Microstructure and Mechanical Properties of Fe-25Mn-10Al-1.2C Lightweight Steel. Metals, 14(6), 687. https://doi.org/10.3390/met14060687

6. Okamoto, H. (1998). Cr-P (Chromium-Phosphorus). Journal of Phase Equilibria, 19(1), 92–92. https://doi.org/10.1361/105497198770342850

Yamshinska Nataliia, Kutsenok Neonila, Meleshko Inna
(Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute, Kyiv)

HOW ONLINE COLLABORATION ENHANCES VOCABULARY LEARNING IN ENGLISH FOR ENGINEERING PURPOSES (EEP)

In the 21st century, engineers operate in globalized environments where effective communication in English is crucial. English for Engineering Purposes (EEP) has become a key component of professional development, emphasizing technical vocabulary, precision, and intercultural competence. Traditional classroom instruction, while effective to a degree, often limits authentic communication opportunities.

Recent advances in digital technology have introduced online collaborative learning environments, such as virtual exchange projects, shared design tasks, and international student networks. These platforms enable engineering students from different countries to communicate in English, solve problems collaboratively, and use domain-specific terminology in authentic contexts.

This study explores how online collaboration supports vocabulary acquisition in EEP, analyzing both the linguistic and social dimensions of learning.

Literature Review. The integration of online collaborative learning (OCL) into English for Engineering Purposes (EEP) has gained considerable attention over the past decade as engineering education becomes increasingly internationalized. Research conducted by John D. (2024), Azmuddin et al. (2022), Jeong, Kyeong-Ouk (2019), Santos M. (2012), and Kubi, P. A., & Annan, J. (2020) indicates that technology-mediated interaction supports the development of both linguistic and professional competencies among ESL engineering students, boosts the motivation and engagement of students in learning languages. Across these studies, OCL is presented as a means to move beyond traditional grammar-translation or individual learning models toward communicative, task-based, and socially constructed language development.

Recent research by Casañ-Pitarch, Candel-Mora, Demydenko, and Kornieva (2024) provides fresh empirical evidence of how telecollaborative tasks and project-based online learning enhance language acquisition in higher education. Their study involved foreign-language students participating in international virtual exchanges that required

joint project work, shared presentations, and peer feedback. The results demonstrated significant improvements in communicative competence, disciplinary vocabulary, and cultural awareness. The authors emphasize that task authenticity and interactivity are crucial to successful online collaboration, as students learn language more effectively when it is used to solve real-world problems relevant to their academic or professional field.

A study by Alyafaei and Mudhsh (2023) highlighted that OCL significantly improves EFL students' writing abilities. The collaborative environment fosters mutual scaffolding, allowing students to provide feedback and suggestions to each other, thereby enhancing their writing performance. This approach also promotes greater participation and collaboration among students, leading to improved writing outcomes.

Butarbutar M. (2023) emphasized that OCL facilitates flexible learning modes for practicing and developing speaking skills in EFL contexts. Through collaborative activities, interactive group projects, and peer feedback, students can engage in meaningful communication, thereby improving their speaking proficiency.

Elbaioumi Shaddad and Jember (2024) explored the combined impact of feedback-supported tasks and peer-work activities on learners' engagement, self-esteem, and language growth. Their findings indicated that such collaborative practices not only enhance language skills but also boost learners' confidence and active participation in the learning process.

Oyarzun, B., & Martin, E. (2023) conducted a systematic review of research on online learner collaboration, examining collaboration technologies, design, facilitation, and outcomes. Their analysis underscores the importance of well-designed collaborative activities and effective facilitation in achieving positive learning outcomes in online environments.

Technology-Mediated Learning Environments and Platforms. Recent studies have explored various technological platforms to enhance vocabulary acquisition in English for Engineering Purposes (EEP) through collaborative learning. These platforms leverage digital tools to facilitate interactive, peer-based learning experiences, fostering the development of domain-specific vocabulary among engineering students.

Moodle: A study by Wambua A. (2025) examined the use of Moodle's interactive tools in a problem-based learning (PBL) environment. The research highlighted that tools such as forums, wikis, and glossaries enabled students to collaboratively engage with technical content, enhancing their understanding and retention of engineering vocabulary.

Google Docs: John D. (2024) investigated the use of Google Docs for real-time collaborative writing among engineering students. The study found that features like simultaneous editing and revision history tracking facilitated peer feedback and collaborative vocabulary development in technical writing tasks.

iREAD Discussion Forums: Azmuddin et al. (2022) explored the use of iREAD discussion forums to annotate and debate English for Science and Technology (EST) texts. The research indicated that this platform supported collaborative engagement with technical texts, improving reading comprehension and vocabulary acquisition among Malaysian engineering students.

Collaborative Online International Learning (COIL) Programs: Kubi, P. A., Annan, J. examined COIL programs that employed a mix of digital media and asynchronous/synchronous communication tools to connect global teams. The study highlighted that such programs facilitated cross-cultural collaboration, enhancing the acquisition of specialized engineering vocabulary through shared projects and discussions.

Across these contexts, technical affordances such as real-time editing, asynchronous discussion threads, multimedia integration, and cross-cultural collaboration were reported to enhance motivation, engagement, and vocabulary acquisition. However, several studies lacked sufficient methodological detail about platform use, limiting comparability and replication.

Reported Benefits of Online Collaboration.

Across all studies, OCL resulted in improvements in:

Language proficiency (reading, writing, vocabulary accuracy).

Collaborative and communicative competence (peer feedback, negotiation, teamwork).

Intercultural awareness and digital literacy.

Motivation and learner autonomy.

These benefits reflect the principles of connectivism (Siemens, 2005), where knowledge is distributed across networks and learning occurs through active participation. The blended use of synchronous and asynchronous communication fosters flexibility, reflection, and deeper language processing.

Challenges and Limitations.

Despite overall positive outcomes, researchers identified several limitations:

Group dynamics: unequal participation and social loafing (John, 2024).

Technical barriers: unstable internet, platform unfamiliarity (Azmuddin et al., 2022).

Methodological gaps: small sample sizes, limited control groups, lack of quantitative measurement.

Pedagogical constraints: insufficient scaffolding and teacher feedback.

These issues indicate that successful OCL for ESL engineering students requires structured guidance, reliable technology, and well-designed tasks that balance linguistic and technical goals.

Conclusions. Existing studies provide convergent evidence that technology-mediated collaboration benefits ESL engineering learners by promoting engagement, communication, and content-specific language use. The literature supports a shift toward interactive, contextualized, and globally connected models of English learning. Nevertheless, further empirical investigation is required to identify how online collaboration specifically enhances vocabulary acquisition and to determine best practices for implementing such programs at scale. The reviewed evidence suggests that online collaboration effectively supports English language development in engineering contexts, particularly when it integrates authentic technical content and intercultural interaction.

However, most studies focused on writing and reading skills; few examined vocabulary acquisition as a distinct learning outcome. Additionally, limited attention has been given to long-term retention, quantitative vocabulary gains, or the role of AI-supported tools in enhancing lexical learning.

This gap underscores the need for new research exploring how virtual collaboration tasks can systematically enhance vocabulary learning in EEP, combining linguistic assessment with analysis of interactional data.

References

1. Butarbutar, M. (2023). Online collaborative learning in English as a foreign language: Enhancing speaking skills. *Journal of Language Teaching and Research*, 14(3), 456–463. https://doi.org/10.17507/jltr.1403.14

2. Casañ-Pitarch, M., Candel-Mora, M., Demydenko, A., & Kornieva, I. (2024). Telecollaborative tasks and project-based online learning in higher education. *Journal of Educational Technology & Society*, 27(1), 45–58.

https://www.jstor.org/stable/10.2307/26744456.

3. Inada, Y., & Okamoto, K. (2022). Collaborative Online International Learning classes to enhance career development in entrepreneurship. *Journal of International Education in Business*, 15(2), 123–137. https://doi.org/10.1108/JIEB-03-2022-0031.

4. John, D. (2024). Collaborative writing for engineering learners in India: From a dormant to a dynamic skill. *Journal of Engineering Education*, 113(2), 215–229. https://doi.org/10.1002/jee.20334.

5. Kubi, P. A., & Annan, J. (2020). A review of a collaborative online international learning program in engineering education. *International Journal of Engineering Education*, 36(5), 1456–1467. https://www.jee.org/ijee/vol36/iss5/9.

6. Oyarzun, B., & Martin, E. (2023). Moodle-based collaborative modules: Enhancing vocabulary learning in engineering education. *Computers & Education*, 191, 104634. https://doi.org/10.1016/j.compedu.2022.104634.

7. Santos, M. (2012). Social media-based interventions for contextualized vocabulary learning in engineering education. *Journal of Engineering Education*, 101(3), 456–467. https://doi.org/10.1002/jee.20010.

8. Wambua, A. W. (2025). Using Moodle's interactive tools in problem-based learning to enhance collaborative learning: An explanatory sequential mixed methods research. *Education and Information Technologies*, 30(1), 123–140. https://link.springer.com/article/10.1007/s44217-025-00607-2.

Yavorskyi Y. V.
(Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute, Kyiv)

IMPACT OF MECHANICAL TREATMENT DURATION ON THE NANOPOWDER COMPOSITES BASED ON THE TRANSITION AND SEMIMETALS OXIDES

E-mail: yar-yra@ukr.net

It is well known that the electrochemical properties of nanosized materials depend on their structural and morphological features, electronic structure, development and surface defects, etc. Different methods of synthesis and processing are used to improve such features. One of the most promising methods is mechanical treatment using vibration mill (microbreaker) [1, 2]. In this paper, I want to briefly describe the effect of the duration of such machining of a mixture of nano-sized oxides 80 % SiO_2/20 % Al_2O_3 and 80 % SiO_2/20 % TiO_2 on the structure and electrochemical properties of lithium batteries.

First of all, I would like to draw attention to the fact that the vibration treatment was carried out at constant processing parameters, namely the oscillation frequency of the reactor was 50 Hz, the reactor with a diameter of 25 mm using one metal ball with a diameter of 10 mm [1]. Mechanical processing was carried out under the same conditions, but for 3, 5, 10, 15 and 20 minutes [3-5]. The morphology of the nanoparticles before and after MBT was studied using scanning electron microscopy (SEM) on PEM-106 equipment. The crystalline structure of the nanocomposites was studied using the Ultima IV diffractometer (XRD). The electronic structure was investigated using ultra-soft X-ray emission spectroscopy (USXES) on RSM-500 spectrometer. Electrochemical characteristics were investigated at the TIONiT P2.00 booth in galvanostatic and potentiodynamic modes.

From the results of SEM and XRD, it was found that in both composites, with a processing duration of up to 5 min, fragmentation of the initial agglomerates is observed without a significant change in the coherent scattering region [3, 5]. With longer processing (10-20 minutes), there is a rapid agglomeration of nanocomposites and an increase in coherent scattering field, which is most likely the result of layering particles on top of each other. It should be noted that there are no significant changes in the

parameters of the crystal lattice of materials after all processing durations. In addition, from the results of USXES (Fig.1 *a*), a general trend of decreasing the charge state of oxygen as a result of an increase in the duration of machining was established [5]. However, it should be noted that after nanopowder treatment during 3 min, there is a slight decrease in the integrated intensity of the OKα-spectra that is most likely the result of the adsorbed water evaporation from the mixture [4, 5]. Mechanosynthesis processing during 5 min is accompanied by a rapid increase in the integral intensity of the OKα-spectra in the energy range corresponding to the π-states of oxygen. This may indicate the formation of π-bonds between the surface atoms of the nanocomposite particles as a result of treatment for 5 min [3]. An increase in the processing duration up to 10-20 min is accompanied by a decrease in the population of electrons in the Op_{π}-energy range, which indicates a rupture of the π-bonds formed during the first 5 min [5]. Comparing the results of galvanostatic cycling (Fig.1 *b*) with the results of USXES (Fig.1 *a*), a clear relationship can be seen between the change in the electronic structure and capacity/power of lithium batteries with increasing machining duration. Namely, the tendency to decrease the battery capacity by increasing the processing duration of the nanocomposite (Fig.1 *b*). However, the largest battery capacity falls on the original nanocomposite, which is associated with the presence of adsorbed water in the mesopores of the composite, which leads to an increase in capacity due to oxidation/reduction reactions. However, this water prevents further cycling of the battery because it forms a stable lithium oxide film on the surface of the nanocomposite [4, 5]. On the other hand, the high capacity of the battery, with a mixture-based cathode after 5 min of treatment (Fig.1 *b*), is a consequence of the formation of a high charge state of oxygen (Fig.1 *a*), which is the result of the formation of π-bonds between the surface particles of both oxides. This charge makes it possible to form a higher battery charge due to oxidation/reduction reactions, but without the formation of a stable sedimentary film on the surface of the cathode material, this leads to the fact that such batteries are better cycled. This result is well supported by the results of potentiodynamic studies of the obtained nanocomposites [4, 5]. Based on the above, it can be confidently stated that increasing the charge state due to the formation of π-bonds between composite

nanoparticles during machining is an effective and cheap method of increasing the electrochemical characteristics of lithium batteries.

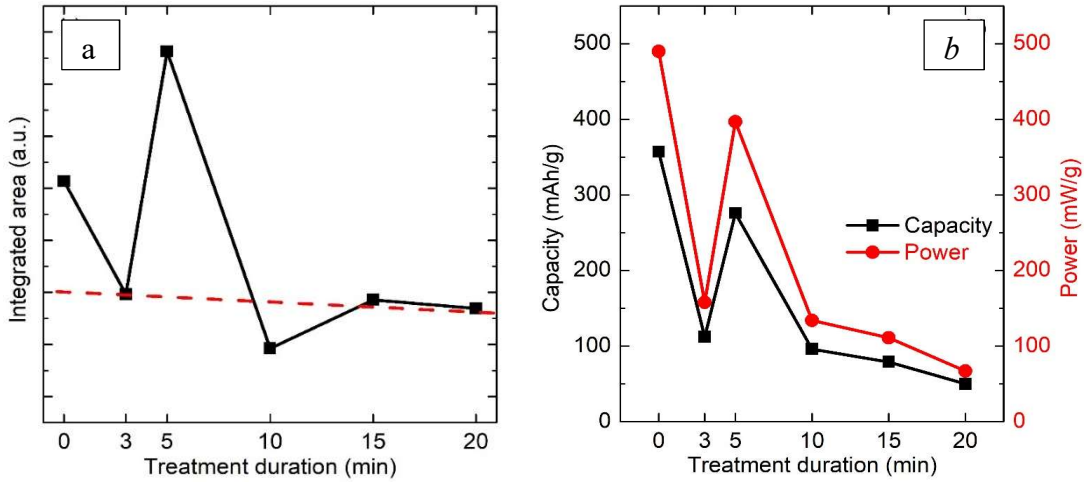


Fig. 1. Impact of treatment duration on charge state and electrochemical characteristics of 80 % SiO_2/20 % TiO_2 [5]: *a* – dependence of the integrated area of OK_α-spectra on the mechanosynthesis treatment duration, *b* – discharge dependence of the capacity and power of lithium power source on the treatment duration

References

1. Effect of mechanical treatment on distribution of valence electrons and characteristics of lithium current sources in nanocomposite $(SiO_2)x(Al_2O_3)1\text{-}x$ (x=0.8, x=0.7) cathode / Ya.V. Zaulychnyy, V.M. Gun'ko, Y.V. Yavorskyi, I.M. Gasyuk, N. Wanderka, O.I. Dudka // Applied Surface Science 494 (2019) 1013–1022. https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2019.07.206.

2. Changes in the structural and morphological parameters of Fe_2O_3/SiO_2, as a basis for the electrode material of lithium power sources, due to shock-vibrating treatment / Yavorskyi Yu. V., Zaulychnyy Ya. V., Karpets M. V., Hrubiak A. B., Moklyak V. V., Dudka O. I., Kononenko Ya. A.// Physics and Chamistry of Solid State. – 2019. – Vol. 20 No 4. P. 360-366 (6pp) https://doi.org/10.15330/pcss.20.4.360-366.

3. The Dependence between the structural-morphological features mixes 0.8SiO2/0.2Al2O3 from the time of mechanical treatment / Yu.V. Yavorsky,

Ya.V. Zaulichny, M.V. Karpets, A.I. Dudka, A.B. Hrubiak, V.V. Moklyak // Physics and Chemistry of Solid State, V. 22, No. 3 (2021) pp. 516-521.

https://doi.org/10.15330/pcss.22.3.516-521

4. Influence of machining duration of $0.8SiO_2/0.2Al_2O_3$ nanopowder on electrochemical characteristics of lithium power sources/ Yavorskyi Y.V., Hrubiak A.B., Zaulichnyy Ya.V., Karpets M.V. Mokliak V.V., Gunko V.M., Dudka O.I. // Applied Surface Science, Volume 617, 2023, 156420.

https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2023.156420.

5. Influence of the mechanosynthesis duration on the structural, electronic and electrochemical characteristics of SiO_2/TiO_2 nanocomposite / Yaroslav Zaulychnyy, Andrii Hrubiak, Myroslav Karpets, Volodymyr Gun'ko, Igor Vladymyrskyi, Vitalii Vashchynskyi, Roman Pedan, Tiancheng An, Guo Yulong, Georgii Vasyliev and Yurii Yavorskyi // Journal of The Electrochemical Society, 2025, 172, 010525 https://doi.org/10.1149/1945-7111/ada644.

Yefanov V. S.[1], Osipchuk R. B.[1], Laptieva H. M[2]., Ovchynnykov O. O.[1]
([1]USUST, Dnipro; [2]NU "Zaporizhzhia Polytechnic", Zaporizhzhia)

BIOCOMPATIBLE Zr-Ti-Nb ALLOY FOR MEDICAL IMPLANTS: CHARACTERIZATION OF PROPERTIES AND COMPARISON WITH Ti-6Al-4V

E–mail:lszoy88@gmail.com

Study presents an investigation of a novel biocompatible Zr-Ti-Nb alloy developed for medical implant applications. The study encompasses analysis of the alloy's chemical composition, structural, physical, and mechanical properties, alongside a comparative evaluation against the conventional titanium alloy Ti-6Al-4V. The Zr-Ti-Nb alloy demonstrates a low elastic modulus (26.4 GPa), closely matching that of cortical bone, superior plasticity, satisfactory corrosion resistance, and absence of toxic elements, making it a promising candidate for implantology.

Over the past several decades, significant attention within the scientific community has been directed towards the development of biocompatible implant materials that combine high strength, corrosion resistance, and minimal toxicity. Titanium alloys,

particularly commercially pure titanium and Ti-6Al-4V, have been predominantly employed due to their favorable mechanical properties and biocompatibility, gaining extensive application in orthopedics, dentistry, and craniofacial surgery. the Ti-6Al-4V alloy, remain the most widely used implant materials. However, these alloys exhibit several drawbacks: their elastic modulus (105-115 GPa) significantly exceeds that of cortical bone (15-30 GPa), and they contain potentially toxic elements (Al, V) that may leach into the biological environment. Consequently, the search for alternative alloys with enhanced properties continues [1]. One promising avenue involves Zr-Ti-Nb system alloys, which combine biocompatibility, a reduced elastic modulus, and absence of toxic constituents. Previous studies proposed a novel alloy with a chemical composition of 59.57 wt. % Zr, 19.02 wt. % Ti, 21.41 wt. % Nb, and an elastic modulus of 27.27 GPa. The current research aims to further evaluate the properties of this alloy and compare them with those of Ti-6Al-4V, to substantiate its potential as a state-of-the-art implant material [2].

The experimental Zr-Ti-Nb alloy samples were fabricated using the technology described in previous studies. For comparative purposes, commercially available Grade 5 titanium alloy Ti-6Al-4V was procured from the Zaporizhzhia Titanium & Magnesium Combine (Ukraine).

The chemical compositions of the alloys were determined by X-ray fluorescence analysis employing the EXPERT 4L express analyzer. Phase composition and structural parameters were evaluated via X-ray diffraction using a DRON-3 diffractometer in Bragg-Brentano geometry with Co-Kα radiation.

Morphology and elemental distribution within the samples were examined by scanning electron microscopy (SEM) using a Tescan Mira 3 MLU microscope equipped with an Oxford X-Max 80 mm² energy-dispersive spectrometer, operated at an accelerating voltage of 15 kV.

Surface wettability measurements were conducted by optical microscopy through contact angle determination on samples both with native oxide layers and after mechanical surface treatment using 200-grit sandpaper.

Corrosion resistance was assessed by recording polarization curves in a 0.9 % NaCl solution using a three-electrode electrochemical cell, a PI-50-1 potentiostat, and PR-8 software. A silver/silver chloride (Ag/AgCl) electrode served as the reference electrode.

Density measurements were performed by two methods: direct volume measurement of cylindrical specimens and water displacement. Reflectivity was determined using an FB-2 photoflash meter relative to a silver mirror standard.

Mechanical properties – including ultimate tensile strength, yield strength, elastic modulus, elongation, and reduction in area – were obtained via tensile testing on a P-5 universal testing machine following the Ukrainian state standard DSTU ISO 6892-1:2019. Specimens were prepared in a “dog-bone” shape. Hardness was measured using a Vickers Hardness Tester (432SVD) and a PMT-3 microhardness tester.

To ensure statistical reliability, three samples were tested for each method, with significance levels established at 90 confidence ($p < 0.1$).

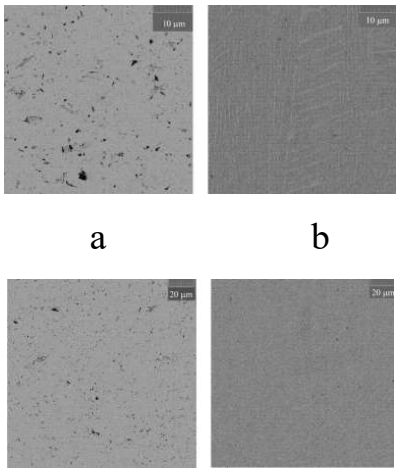
As shown in Table 1, the chemical composition analysis revealed that the Zr-Ti-Nb alloy consists primarily of the main components with minor iron impurities, whereas the Ti-Al-V alloy contains additional impurities exceeding 1 %. Phase analysis showed the predominance of zirconium and niobium phases in the Zr-Ti-Nb alloy, with minor amounts of Ti and $NbTi_4$ phases (up to 2 %) and no significant other phases. In contrast, the Ti-Al-V alloy primarily consists of a titanium phase with the presence of Al_5Ti_3, $AlTi_2$, and an unidentified phase (~2 %), likely containing vanadium.

Table 1 – Chemical composition of alloys

Alloy	Element content, wt.%									
	Ti	Zr	Nb	Fe	Al	V	Cr	Ni	Si	S
Ti-Al-V	88.5	-	-	0.5	6.43	3.94	0.25	0.19	0.1	0.05
Zr-Ti-Nb	17.39	64.28	18.1	0.23	-	-	-	-	-	-

SEM images (Fig. 1) of the Zr-Ti-Nb alloy surface demonstrated a uniform distribution of elements with three distinct zones evenly distributed across the surface,

which does not adversely affect the mechanical properties. Conversely, two unevenly distributed zones were identified in the Ti-Al-V alloy, which may degrade its mechanical characteristics.

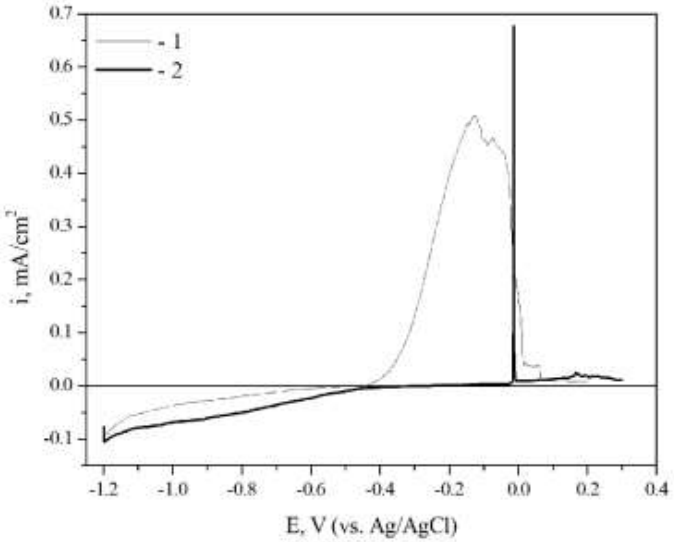


a, c – Zr-Ti-Nb; and b, d – Ti-Al-V

Fig. 1. SEM images of the surface of alloy samples obtained by scanning electron microscopy at different magnification

Alloys covered with an oxide layer exhibited significantly lower contact angles (Zr-Ti-Nb ~45°, Ti-Al-V ~64°), indicating higher hydrophilicity of the Zr-Ti-Nb alloy and a potential enhancement of osseointegration. Mechanical surface treatment increased the contact angle to approximately 102-104°, rendering the surfaces hydrophobic.

Polarization curves (Fig. 2) revealed three anodic peaks for the Zr-Ti-Nb alloy corresponding to the oxidation of Zr, Nb, and Ti, while only a single oxidation peak of Ti was observed for the Ti-Al-V alloy. The Ti-Al-V alloy exhibited a higher corrosion potential (+0.288 V) compared to the Zr-Ti-Nb alloy (–0.45 V); however, anodic oxidation can improve the corrosion resistance of the Zr-Ti-Nb alloy.



1 – Zr-Ti-Nb; 2 – Ti-Al-V

Fig. 2. Polarization curves of the alloys under study. The curves were recorded in a solution of 0.9 wt.% NaCl. The potential scan rate was 0.001 V/s

The density of the Zr-Ti-Nb alloy is 34 % higher than that of Ti-Al-V, while electrical conductivity and reflectivity differ insignificantly.

Tensile testing (Fig. 3) of Zr-Ti-Nb samples revealed an elastic modulus of 26.44 GPa, closely matching that of cortical bone (15-30 GPa), which is advantageous compared to the Ti-Al-V alloy with an elastic modulus of 105-115 GPa. The Zr-Ti-Nb alloy exhibits high plasticity and deformability, as evidenced by fractographic analysis showing a characteristic ductile “cup-and-cone” fracture surface.

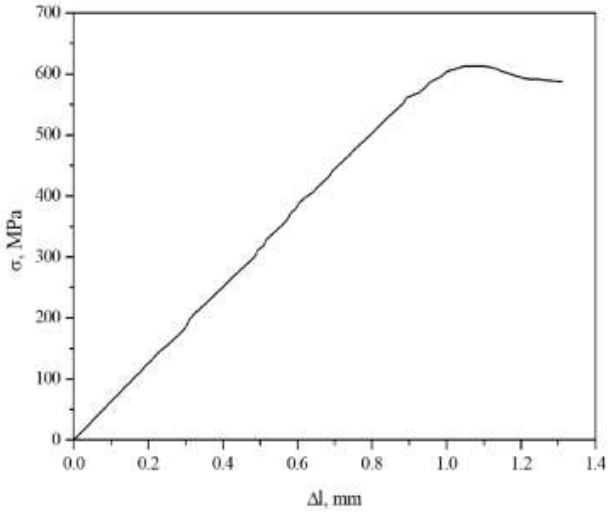


Fig. 3. Experimental tensile diagrams of the Zr-Ti-Nb alloy

Although the hardness of the Ti-Al-V alloy is 30-36 % higher, it exhibits lower plasticity and a propensity for crack formation due to the uneven distribution of zones across its surface.

These findings support the recommendation of the Zr-Ti-Nb alloy for further investigation and potential implementation in the production of medical implants.

References

1. Cytocompatibility assessment of Ti-Zr-Pd-Si-(Nb) alloys with low Young's modulus, increased hardness, and enhanced osteoblast differentiation for biomedical applications / Blanquer A., Musilkova J., Barrios L., Ibanez E., Vandrovcova M., Pellicer E., Sort J., Bacakova L., Nogues C. // J. Biomed. Mater. Res. B. Appl. Biomater. – 2018. – Vol.106. – No.2. – P.834-842.

2. New Zr-Ti-Nb alloy for medical application: development, chemical and mechanical properties, and biocompatibility / Mishchenko O., Ovchynnykov O., Kapustian O., Pogorielov M. // Materials. – 2020. – Vol.13. – No. 6. – Art. No. 1306.

Аджамський С. В.[1, 2], Кононенко Г. А.[1, 3, 4], Бадюк С. І.[1, 5], Подольський Р. В.[1, 3, 5], Балаханова Т. В.[3]

([1]ТОВ АЛТ Україна, м. Одеса; [2]ІТСТ НАНУ, м. Дніпро; [3]ІЧМ НАН України, м. Дніпро; [4]НТУ «Дніпровська Політехніка», м. Дніпро; [5]ІПСУ НАНУ, м. Київ)

РОЗРОБКА РЕКОМЕНДАЦІЙ ЩОДО РЕЖИМІВ ДРУКУ ЗАДЛЯ МІНІМІЗАЦІЇ ШОРСТКОСТІ ПОВЕРХНІ ДЕТАЛЕЙ, ВИГОТОВЛЕНИХ МЕТОДОМ LPBF

Виробництва деталей способом Laser Powder Bed Fusion (LPBF) останні роки набуває широкого впровадження. Це пов'язано з можливістю швидкого прототипування деталей з досягненням високої щільності високодисперсної зеренної структури, що в свою чергу сприяє формуванню високих механічних властивостей. Але слід зазначити, як і всі технології виробництва деталей, дана технологія має ряд актуальних матеріалознавчих питань, що потребують уваги.

Вони переважно пов’язані з шорсткістю, розробкою нових параметрів термічної обробки, яка має враховувати дисперсність структурних складових та особливості процесу виготовлення, вплив технологічних параметрів виготовлення та ін. Нехтування вирішенням даних питань може спричинити ряд дефектів, розвиток яких буде прогресувати з часом та призводити до руйнувань.

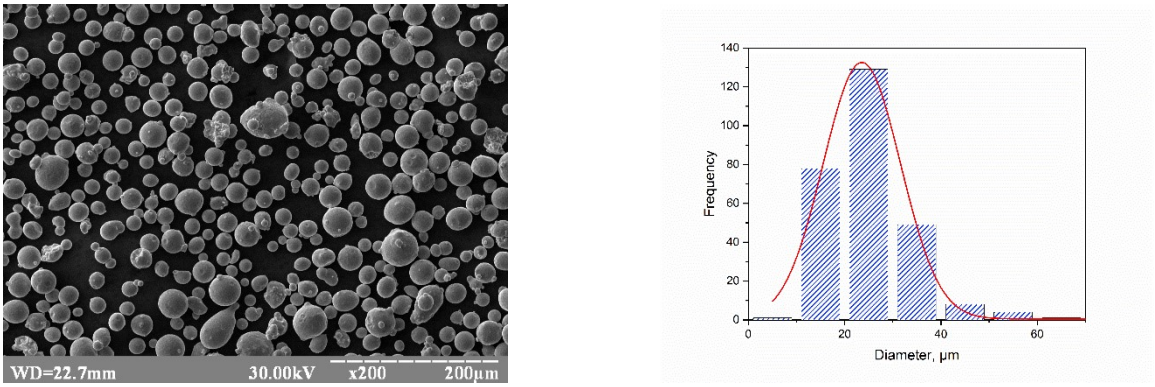
Одним з важливих питань є виготовлення деталей з мінімізацією зміни шорсткості по площі поверхні та внутрішніх каналів деталей відповідального призначення. Висока шорсткість, як відомо, може чинити значний вплив на службові властивості, а також слугувати концентраторами напружень для майбутнього руйнування.

При виготовленні деталі за LPBF-технологією переважно складаються з поодиноких треків, що в свою чергу в сукупності багатьох проходів лазерного променю формують текстуровану пелюсткову структуру з направленими осередками кристалізації. Сукупність треків в залежності від розташування по площі деталі відповідає трьом різним технологічним групам, а саме Down-skin, In-skin та Up- skin, що в свою чергу характеризує зони з різними параметрами шорсткості через різнонаправлені умови формування, а саме Down-skin – група треків, що сканується в області нахилених граней (91-179° до вертикальної осі побудови Z), що наближені до платформи, In-skin – група треків, що формує основне тіло деталі, та Up- skin – група треків, що сканується в областях нахилених граней (1-90° до вертикальної осі побудови Z). Групи треків Up- skin та Down-skin можуть мати різні технологічні параметри на відміну від In-skin, яких переважна кількість (близько 90 % деталі), але дані групи переважно є ділянками поверхні деталей (приблизно 70 %) всієї поверхні площі деталей. Таким чином саме ці елементи є первинним елементом деталі, що чинить опір при навантаженнях різного роду.

Таким чином з врахуванням незначного об’єму цих груп близько 10% значна кількість, яких є 70 % поверхні деталей вони є одним з основних елементів концентраторів напружень при майбутньому руйнуванні, що в свою чергу вказує

на актуальність визначення технологічних параметрів з метою формування найменшої шорсткості.

Вихідний матеріал був досліджений за допомогою растрового електронного мікроскопа РЕМ-106 (рис. 1, а) для визначення форми і розмірів частинок. На рис. 1, б наведено результати аналізу.



а б

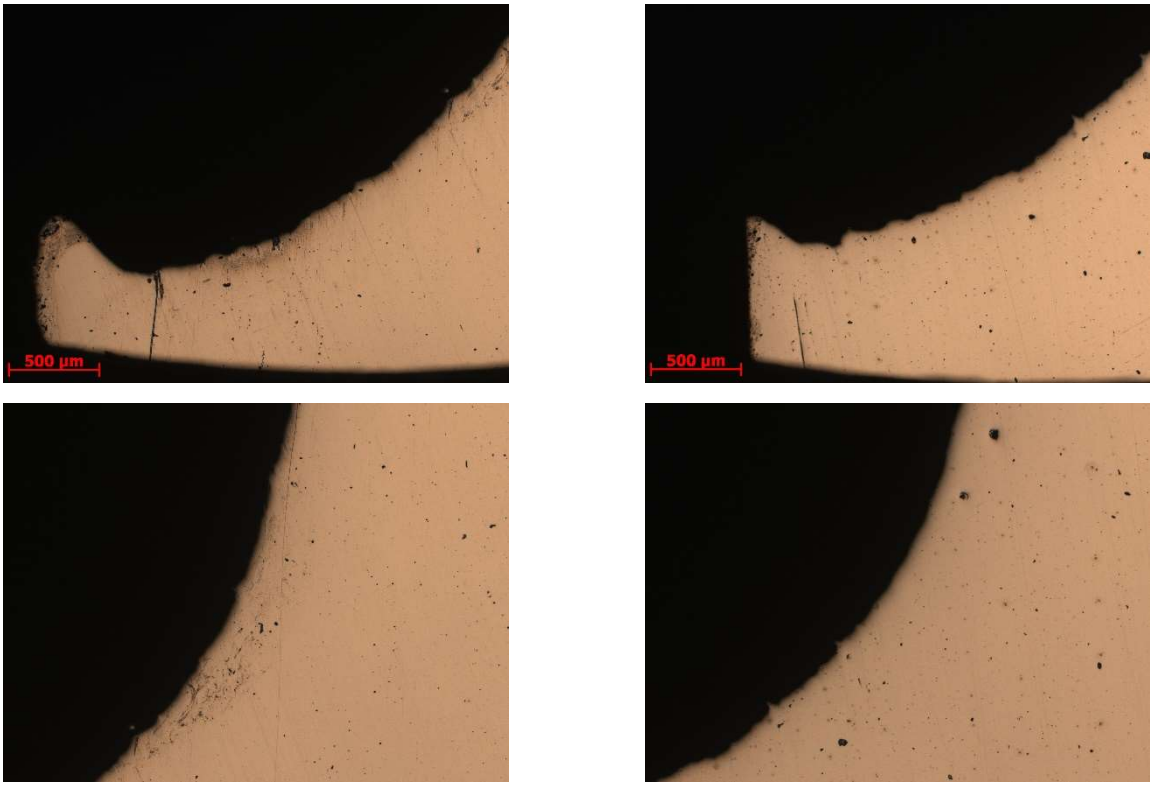
Рис. 1. Частинки вихідного матеріалу 316L при збільшенні 200 крат (а) та результати гранулометричного аналізу (б)

Було виготовлено партію дослідних зразків (з 9 шт.) з геометричними параметрами, наближеними до зразків для випробування на розтягування з діаметром робочої зони 5 мм з нержавіючої сталі 316L при товщині шару 40 мкм. Технологічні параметри виготовлення представлені в табл. 1.

Порівняльні металографічні дослідження дозволили встановити, що в залежності від застосованих параметрів виготовлення, група поодиноких треків, яка формувала зону Up-Skin дослідного зразка №2 та №7 (рис. 2) мають незначну кількість виступаючих елементів сполучення та мають більш рівномірну зону порівняно з іншими дослідними зразками з партії дослідних.

Таблиця 1 – Технологічні параметри виготовлення дослідних зразків

№ зразка	Потужність, Вт	Швидкість сканування, мм/с	Відстань між треками, мм	Діаметр фокусної плями, мм
1	240	1000	0,11	0,09
2	240	1000	0,12	0,09
3	240	1000	0,13	0,09
4	240	1000	0,11	0,065
5	240	1000	0,12	0,065
6	240	1000	0,13	0,065
7	240	1000	0,11	0,15
8	240	1000	0,12	0,15
9	240	1000	0,13	0,15



а б

а – дослідний зразок №2, б – дослідний зразок № 7

Рис. 2. Металографічні дослідження групи Up-skin

При порівняльному аналізі дослідних груп одиничних треків Down-skin на особливості шорсткості рівномірності поверхні в даній зоні було встановлено, що

переважно дослідний зразок №9 з технологічними параметрами представленими в табл. 1, дозволяє досягнути шорсткості без наявної великої кількості відхилень по геометрії в області скруглення (зміни кута нахилу поверхні від 1 до 90° до осі Z). Слід зазначити, що дослідні зразки, які мали незначну шорсткість в області групи Up-Skin мали ділянки розшарування, несуцільності міжтрекового простору в області Down-skin. Аналіз області групи треків Down-skin показав, що раціональними параметрами виготовлення даної групи є технологічні параметри: потужність 240 Вт, швидкість сканування 1000 мм/с, відстань між треками 0,15 мм, та діаметром фокусної плями 0,15 мм, що відповідають дослідному зразку №9 (рис. 3).

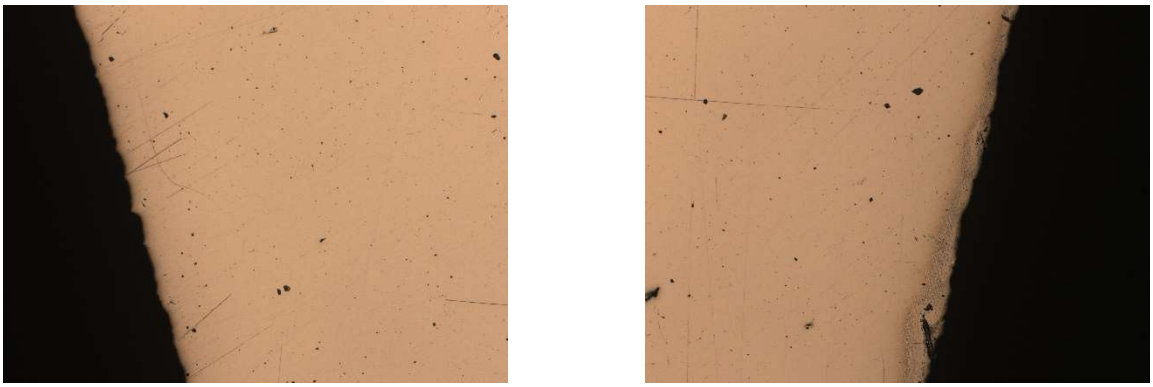


Рис. 3. Металографічні дослідження групи Down-skin зразка №9

Таким чином, в результаті отриманих досліджень встановлено раціональні параметри виготовлення, з використанням яких буде виконано друк дослідних зразків для випробувань на розтягування з метою визначення особливостей впливу технологічних параметрів на шорсткість та службові властивості сталі 316L, виготовлених за LPBF- технологією.

Алексеєв А. Є., Березюк О. В.
(ВНТУ, м. Вінниця)

АПРОКСИМАЦІЯ НЕЛІНІЙНОЇ ЗАЛЕЖНОСТІ ВТРАТ РОБОЧОЇ РІДИНИ В ПРОЦЕСІ ЗНОСУ ГІДРОЦИЛІНДРА МЕХАНІЗМУ УЩІЛЬНЮЮЧОЇ ПЛИТИ СМІТТЄВОЗА

E-mail: berezyukoleg@i.ua

Збирання твердих побутових відходів (ТПВ) здійснюється більше ніж 3800 спеціальними автомобілями (сміттєвозами) комунальних підприємств [1], що пов’язано із значними фінансовими витратами. Для зменшення витрат на перевезення ТПВ сміттєвозами до місця їхньої утилізації виконується технологічна операція ущільнення відходів [2-6]. Зношеність автопарку сміттєвозів комунальних підприємств складає більше 60 % [1-11].

Аналіз [12] розробок в галузі завантаження ТПВ показав, що у переважної більшості сміттєвозів ущільнення відходів здійснюється за допомогою гідравлічного приводу робочих органів [13-17], який широко застосовується зокрема у комунальних машинах [18-21].

В матеріалах робіт [22, 23] опублікована нелінійна математична модель динаміки гідроприводу плити для пресування ТПВ у сміттєвозі, яка враховує компресійні властивості твердих побутових відходів та дозволяє дослідити динаміку вказаного приводу, а також визначити якісні характеристики перехідних процесів під час ущільнення ТПВ.

У роботі [24] досліджена стійкість гідроприводу пресування ТПВ, побудована структурна та еквівалентна структурна схеми гідроприводу пресування, визначено область стійкості його перехідних процесів під час пуску.

В матеріалах статті [25] досліджено вплив матеріалів напрямних плити для пресування відходів на динаміку гідроприводу. Також досліджено вплив кута нахилу плити пресування, об'єму контейнера та об'єму ТПВ в кузові на якість перехідних процесів в гідроприводі.

У роботі [26] запропоновано лінеаризовану математичну модель вібраційного гідроприводу пресування ТПВ з використанням генератора імпульсів

тиску диференціальної дії, що дозволила отримати аналітичні залежності частоти та амплітуди від основних параметрів вказаного приводу, які можуть бути використані для виконання попередніх проектних розрахунків його параметрів.

В наукових статтях [27, 28] на основі планування багатофакторного експерименту отримано адекватну регресійну залежність тиску пресування ТПВ від основних параметрів впливу.

За допомогою проведення багатофакторного експерименту в роботі [29] отримано рівняння регресії для амплітуди, частоти та потужності вібрацій при ущільненні ТПВ.

В статті [30] запропоновано схему гідроприводу зневоднення та ущільнення ТПВ у сміттєвозі, який дозволяє забезпечити збільшення їхнього коефіцієнта ущільнення та зменшення їхньої маси, що підлягає перевезенню, безпосередньо в місцях збору, а також здійснити попередню переробку відходів шляхом їхнього зневоднення та частково подрібнення.

Але розглянуті вище математичні моделі не враховують знос пар тертя механізму ущільнення ТПВ. Тому в статті [31] встановлено експоненціальну закономірність зміни швидкості зношування робочого гідроциліндра механізму ущільнюючої плити сміттєвоза залежно від зусилля пресування, а в роботі [32] визначено адекватну за критерієм Фішера закономірність інтенсивності зносу гідроциліндра механізму ущільнюючої плити сміттєвоза від матеріалу покриття.

В науковій статті [33] запропоновано удосконалену нелінійну математичну модель роботи гідроприводу механізму ущільнення ТПВ у сміттєвозі, яка враховує знос гідроциліндра ущільнюючої плити. Ця модель містить зокрема нелінійну залежність втрат робочої рідини на перетікання з області високого тиску в область низького тиску в процесі зносу гідроциліндра ущільнюючої плити

$$Q_B = \sigma\left(p_2 - p_3\right) = \frac{\pi D\left(\delta_0 + 10^{-6}u\right)^3}{12\nu\rho_{PP}l}\left(p_2 - p_3\right), \qquad (1)$$

де Q_B – втрати робочої рідини на перетікання з області високого тиску в область низького тиску із урахуванням зносу гідроциліндра ущільнюючої плити, м/с^3;

σ – коефіцієнт втрат робочої рідини на перетікання з області високого тиску в область низького тиску із урахуванням зносу гідроциліндра ущільнюючої плити, м^5/(Н·с);

δ_0 – номінальний розмір зазору, м;

u – знос гідроциліндра, мкм;

v – кінематична в'язкість робочої рідини, м^2/с;

ρ_{PP} – густина робочої рідини, кг/м^3;

l – довжина кільцевого зазору, м;

p_2, p_3 – тиски відповідно на вході гідроциліндра та на виході гідроциліндра, Па.

Також модель містить нелінійну залежність сили пресування ТПВ від переміщення ущільнюючої плити

$$F_{ПР} = \left[8{,}661 \cdot 10^4 + 2{,}037 \cdot 10^7 \left(\frac{x}{x_{\max}} \right)^{12} \right] S_{П1}, \qquad (2)$$

де $F_{ПР}$ – сила пресування ТПВ, Н;

x – переміщення ущільнюючої плити, м;

x_{max} – максимальне переміщення ущільнюючої плити, м;

$S_{П1}$ – ефективна площа ущільнюючої плити, м^2.

В результаті чисельного дослідження удосконаленої нелінійної математичної моделі роботи гідроприводу механізму ущільнення ТПВ у сміттєвозі, яка враховує знос гідроциліндра ущільнюючої плити, наведеної в роботі [33], отримано значення нелінійних функцій (1) та (2) в динаміці процесу ущільнення ТПВ. Результати дослідження наведені в табл. 1.

Дані табл. 1 оброблені за допомогою регресійного аналізу. Регресії проводились на основі лінеаризувальних перетворень, що дозволяють звести нелінійну залежність до лінійної. Визначення коефіцієнтів рівнянь регресії здійснювалось методом найменших квадратів [24] за допомогою розробленої комп'ютерної програми «RegAnaliz», яка захищена свідоцтвом про реєстрацію авторського права на твір [25] і детально описана в роботах [26, 27].

Таблиця 1 – Результати чисельного дослідження удосконаленої нелінійної математичної моделі роботи гідроприводу механізму ущільнення ТПВ

t, с	0	5	10	15	20	25	30	35
$\Delta\sigma p \times 10^{-8}$, м/с^3	0	0,599	1,198	1,797	2,396	2,996	3,611	4,305
$F_{ПР}$, Н	78123	78123	78123	78123	78126	78166	78499	80226
t, с	40	45	50	55	60	65	70	73,6
$\Delta\sigma p \times 10^{-8}$, м/с^3	5,196	6,161	6,975	7,714	8,427	9,131	9,834	10,337
$F_{ПР}$, Н	84733	89160	90997	91495	91613	91640	91645	91646

Програма «RegAnaliz» дозволяє проводити регресійний аналіз результатів однофакторних експериментів та інших парних залежностей із вибором кращого виду функції із 16 найпоширеніших варіантів за критерієм максимального коефіцієнту кореляції зі збереженням результатів в форматі MS Excel та Bitmap.

Результати регресійного аналізу наведені в табл. 2, де сірим кольором позначено комірки напроти виду регресії з максимальним значенням коефіцієнта кореляції R.

Таблиця 2 – Результати регресійного аналізу значень нелінійних функцій (1) та (2) в динаміці процесу ущільнення ТПВ

№	Вид регресії	Коефіцієнт кореляції R		№	Вид регресії	Коефіцієнт кореляції R	
		$\Delta\sigma p = f(t)$	$F_{ПР} = f(t)$			$\Delta\sigma p = f(t)$	$F_{ПР} = f(t)$
1	$y = a + bx$	0,99806	0,92357	9	$y = ax^b$	0,99601	0,26429
2	$y = 1 / (a + bx)$	0,42281	0,92373	10	$y = a + b \cdot \lg x$	0,39413	0,26274
3	$y = a + b / x$	0,39314	0,26181	11	$y = a + b \cdot \ln x$	0,39557	0,26411
4	$y = x / (a + bx)$	0,16960	0,91710	12	$y = a / (b + x)$	0,42281	0,92373
5	$y = ab^x$	0,42292	0,92378	13	$y = ax / (b + x)$	0,99601	0,26487
6	$y = ae^{bx}$	0,70742	0,92379	14	$y = ae^{b / x}$	0,99601	0,26335
7	$y = a \cdot 10^{bx}$	0,42292	0,92378	15	$y = a \cdot 10^{b / x}$	0,99601	0,26335
8	$y = 1 / (a + be^{-x})$	0,99798	0,26667	16	$y = a + bx^n$	0,97546	0,91608

Отже, за результатами регресійного аналізу на основі даних таблиці 1, як найбільш адекватні, остаточно прийнято такі регресійні залежності:

$$Q_B = \sigma_0 (p_2 - p_3) + (\alpha_\sigma + \beta_\sigma t) \cdot 10^{-8}; \quad (3)$$

$$F_{ПР} = 8{,}661 \cdot 10^4 S_{П1} e^{\beta_p t}, \quad (4)$$

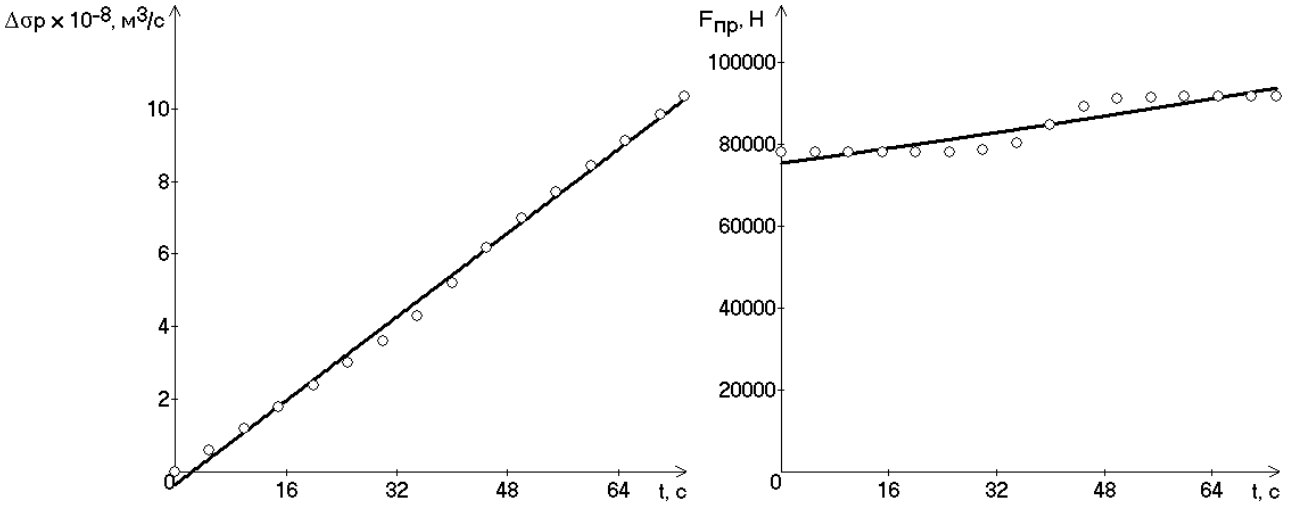
де σ_0 – номінальний коефіцієнт втрат робочої рідини на перетікання з області високого тиску в область низького тиску, м^5/(Н·с);

α_σ = -0,3573; β_σ = 0,1443; β_p = 0,00217 – емпіричні коефіцієнти, визначені за допомогою регресійного аналізу.

На рис. 1 показані фактичні та теоретичні графічні залежності апроксимованих нелінійних функцій.

Порівняння фактичних та теоретичних даних показало, що теоретичні апроксимованих нелінійних функцій, розраховані за допомогою рівнянь регресії (3), (4) несуттєво відрізняються від даних, наведених в табл. 1, що підтверджує визначену раніше точність отриманих залежностей на рівні 0,99806 та 0,92379, відповідно.

З рис. 1 видно, що різниця втрат робочої рідини на перетікання з області високого тиску в область низького тиску із урахуванням зносу гідроциліндра ущільнюючої плити та без його урахування в процесі ущільнення ТПВ зростає за лінійною залежністю, а сила пресування ТПВ в процесі їхнього ущільнення зростає за експоненціальною залежністю.



а б

Рис. 1. Зміна різниці втрат робочої рідини на перетікання з області високого тиску в область низького тиску із урахуванням зносу гідроциліндра ущільнюючої плити та без його урахування (а) та сила пресування ТПВ (б) в процесі ущільнення ТПВ

Отже, отримано апроксимовані функції (3) та (4) нелінійних залежностей (1) та (2), відповідно, які можна використати для побудови лінеаризованої

математичної моделі роботи гідроприводу вдосконаленого механізму ущільнюючої плити сміттєвоза із урахуванням зносу її гідроциліндра.

Література

1. Попович В.В. та ін. Ефективність експлуатації сміттєвозів у середовищі «місто–сміттєзвалище» // Науковий вісник НЛТУ України. 2017. Т. 27, № 10. С. 111-116.

2. Kornylo I., Gnyp O. Scientific foundations in research in Engineering. Primedia eLaunch, 2022. 709 p.

3. Kazachiner O. et al. Theoretical foundations of pedagogy and education. International Science Group, 2022. 602 p.

4. Hladyshev D., Hnat H. Prospective directions of scientific research in engineering and agriculture. International Science Group, 2023. 464 p.

5. Azarenkov V. et al. Modern teaching methods in pedagogy and philology. Primedia eLaunch, 2023. 580 p.

6. Alieva M. et al. Conceptual options for the development and improvement of medical science and psychology. International Science Group, 2023. 117 p.

7. Савицький М. та ін. Педагогічні студії з підготовки будівельно-архітектурних фахівців: дидактичний та виховний аспекти. Дніпро: ПДАБА, 2022. 483 р.

8. Kazachiner O., Boychuk Y. Theoretical and scientific foundations of pedagogy and education. International Science Group, 2022. 476 p.

9. Березюк О.В. Науково-технічні основи проектування приводів робочих органів машин для збирання та первинної переробки твердих побутових відходів: автореф. дис. д-ра техн. наук. Хмельницький, 2021. 46 с.

10. Khrebtii H. et al. Innovative ways of improving medicine, psychology and biology. Primedia eLaunch, 2023. 305 p.

11. Boiko T. et al. Theoretical foundations of engineering. Tasks and problems. International Science Group, 2021. Vol. 3. 485 p.

12. Березюк О.В., Алексеєв А.Є. Аналіз конструкцій та приводів робочих органів механізмів ущільнення твердих побутових відходів у сміттєвозі // Наукові праці Вінницького національного технічного університету. 2023. № 4. 9 с.

13. Козлов Л., Репінський С., Паславська О., Піонткевич О. Характеристики мехатронного приводу під час просторового руху маніпулятора // Наукові праці ВНТУ. 2017. № 2. 9 с.

14. Kozlov L., Polishchuk L., Piontkevych O. et al. Optimization of Design Parameters of a Counterbalance Valve for a Hydraulic Drive Invariant to Reversal Loads // Mechatronic Systems 1. London, 2021. P. 137-148.

15. Polishchuk L., Khmara O., Piontkevych O. et al. Dynamics of the conveyor speed stabilization system at variable loads // Informatyka, Automatyka, Pomiary W Gospodarce i Ochronie Środowiska. 2022. No. 2(12). P. 60-63.

16. Лозінський Д.О. та ін. Оптимізація електрогідравлічного розподільника з незалежним керуванням потоків // Вісник машинобудування та транспорту. 2023. № 17(1). С. 87-91.

17. Піонткевич О.В. та ін. Про лазерний технологічний комплекс на машинобудівному підприємстві // Вісник машинобудування та транспорту. 2022. № 16(2). С. 96-100.

18. Березюк О.В. Математичне моделювання динаміки гідроприводу робочих органів завантаження твердих побутових відходів у сміттєвози // Вісник ВПІ. 2009. № 4. С. 81-86.

19. Піонткевич О.В. Математична модель гідроприводу фронтального навантажувача з гальмівним клапаном // Вісник машинобудування та транспорту. 2015. № 2. С. 83-90.

20. Березюк О.В. Дослідження динаміки гідроприводу робочих органів завантаження твердих побутових відходів у сміттєвози // Вісник ОДАБА. 2009. № 33. С. 403-406.

21. Kozlov L., Burennikov Yu., Piontkevych O., Paslavska O. Optimization of design parameters of the counterbalance valve for the front-end loader hydraulic drive //

Proceedings of 22nd International Scientific Conference «MECHANIKA 2017». Kaunas University of Technology, Lithuania, 19 May 2017. P. 195-200.

22. Савуляк В.І., Березюк О.В. Дослідження динаміки приводу плити для пресування твердих побутових відходів // Вісник Вінницького політехнічного інституту. 2002. № 4. С. 83-86.

23. Березюк О.В. Вібраційний гідропривод плити пресування твердих побутових відходів у сміттєвозах: дис. … канд. техн. наук : 05.02.03. Вінниця, 2005. 217 с.

24. Савуляк В.І., Березюк О.В. Стійкість гідроприводу пресування відходів // Удосконалення процесів і обладнання обробки тиском в металургії і машинобудуванні: Тематич. зб. наук. пр. ДДМА, Краматорськ, 2004. С. 53-56.

25. Савуляк В.І., Березюк О.В. Вплив матеріалів напрямних плити для пресування відходів на динаміку гідроприводу // Вібрації в техніці та технологіях. 2003. № 3. С. 52-54.

26. Березюк О.В. Аналітичне дослідження вдосконаленої математичної моделі вібраційного приводу доущільнення ТПВ у сміттєвозі // Наукові праці Вінницького національного технічного університету. 2020. № 1. 11 с.

27. Березюк О.В. Визначення залежності тиску пресування твердих побутових відходів від основних параметрів процесу на основі планування багатофакторного експерименту // Вісник Національного технічного університету «Харківський політехнічний інститут». Харків: НТУ «ХПІ». 2009. № 25. С.131-136.

28. Березюк О.В. Планування багатофакторного експерименту для дослідження вібраційного гідроприводу ущільнення твердих побутових відходів // Вібрації в техніці та технологіях. 2009. № 3 (55). С. 92-97.

29. Березюк О.В. Вплив основних параметрів вібраційного гідроприводу на показники вібрації в процесі ущільнення твердих побутових відходів // Механіка і фізика руйнування будівельних матеріалів та конструкцій: Збірник наукових праць. Львів: Каменяр, 2009. № 8. С. 380-387.

30. Березюк О.В. Привод зневоднення та ущільнення твердих побутових відходів у сміттєвозі // Вісник машинобудування та транспорту. 2016. № 2. С. 14-18.

31. Bereziuk O.V., Savulyak V.I., Kharzhevskyi V.O., Alekseiev A.Ye. Determination of the regularity of the rate of wear of the working hydraulic cylinder of the mechanism of the sealing plate of the garbage truck from the pressing force // Problems of Tribology. 2024. No 29(1/111). P. 38-44. https://doi.org/10.31891/2079-1372-2024-111-1-38-44.

32. Bereziuk O.V., Savulyak V.I., Kharzhevskyi V.O., Alekseiev A.Ye. Dependence of wear intensity on the coating material of the hydraulic cylinder of the garbage truck's sealing plate // Problems of Tribology. 2024. No. 29(4/114). P. 40-46. https://doi.org/10.31891/2079-1372-2024-114-4-40-46.

33. Bereziuk O.V., Savulyak V.I., Kharzhevskyi V.O., Alekseiev A.Ye. Improved mathematical model of the hydraulic drive of the garbage truck's sealing plate mechanism taking into account the wear of its hydraulic cylinder // Problems of Tribology. 2025. No. 30(2/116). P. 34-41. https://doi.org/10.31891/2079-1372-2025-116-2-34-41.

34. Михалевич В.М., Шевчук О.І., Буга Н.Л. Математичні системи комп'ютерної алгебри як засіб підвищення ефективності і якості освітнього процесу з вищої математики // Сучасні інформаційні технології та іноваційні методики навчання у підготовці фахівців: методологія, теорія, досвід, проблеми : зб. наук. прац. Випуск 14. Київ-Вінниця: ДОВ «Вінниця», 2007. С. 357-360.

35. Березюк О.В. Комп'ютерна програма «Регресійний аналіз» («RegAnaliz»). Свідоцтво про реєстрацію авторського права на твір № 49486. Київ: Державна служба інтелектуальної власності України. Дата реєстрації: 03.06.2013.

36. Березюк О.В. Встановлення регресій параметрів захоронення відходів та потреби в ущільнювальних машинах на основі комп'ютерної програми «RegAnaliz» // Вісник Вінницького політехнічного інституту. 2014. № 1. С. 40-45.

37. Bereziuk O.V. Determination of the regression of the solid waste compaction factor on the height of the polygon on the base of the computer program «RegAnaliz» // Automation of technologies and productions. 2015. No. 2 (8). P. 43-45.

Афтанділянц Є. Г.
(ФТІМС НАН України, Київ)

МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСУ ЛИВАРНОЇ УСАДКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ СТАЛЕЙ

E-mail: aftyev@yahoo.com

Кінетика ливарної усадки в значної мірі визначає тріщиностійкість виливків з конструкційних сталей. Однак до теперішнього часу відсутня фізико-математична модель кінетики ливарної усадки конструкційних сталей, що є наслідком несистемного дослідження питання.

Це зумовило необхідність проведення дослідження кінетики ливарної усадки конструкційних сталей и розробці на основі аналізу їх результатів фізико-математичної моделі процесу усадки конструкційних сталей.

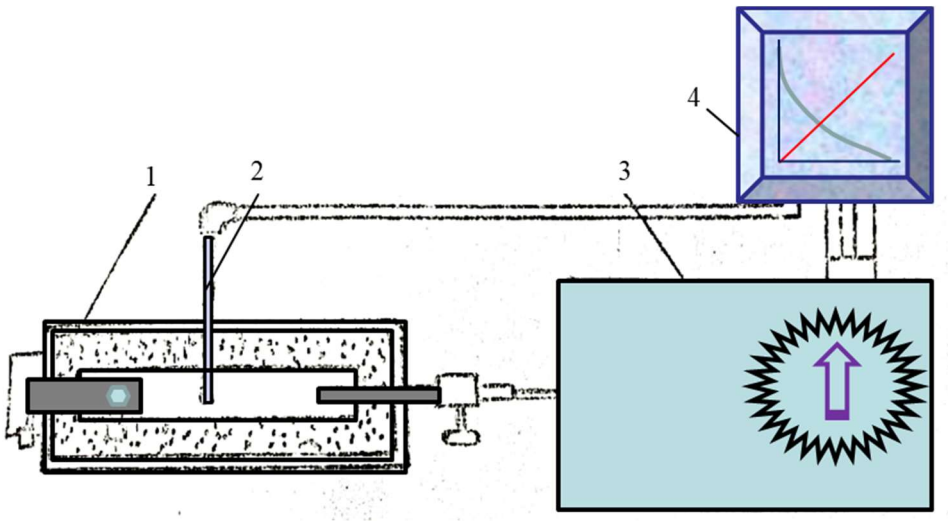
Закономірності розвитку ливарної усадки досліджували на сталях, що містять від 0,06 до 0,35 % масової частки вуглецю; 0,03-2,69 % кремнію; 0,1-2,54 % марганцю; 0,1-3,06 % хрому; 0,012-0,030 % азоту; 0,001-0,028 % кисню; 0,015-0,037 % сірки; 0,004-0,025 % фосфору, до 0,26 % ванадію. Хімічний склад сталей наведено в табл. 1.

Параметри вільної ливарної усадки конструкційних сталей визначали шляхом реєстрації одностороннього лінійного переміщення виливки на пристрої, ескіз якого наведено на рис. 1.

Розплав стали заливали в сиру піщано-глинисту форму, в якій з одного боку усадка виливка гальмувалася болтом, а з протилежного боку за допомогою індикаторного глибиноміра (ціна поділки 0,01 мм, абсолютна похибка ± 5 мкм) реєструвалося лінійне переміщення вільного кінця виливки, яке з похибкою 0,01 % перетворювалося феродинамічним датчиком ФД-1 в електричний сигнал і подавалося на один вхід комп’ютера, а на інший вхід комп’ютера подавалася термоелектрорушійна сила (у вигляді різниці потенціалів) з термопари ТПР-0679-01 (межа допустимої основної похибки ± 3,97 °С) встановленої в центрі ливарної форми (рис. 1).

Таблиця 1 – Хімічний склад сталей (мас. %)

№ плавки	C	Si	Mn	Cr	V	N	S	P	O
1	0,06	0,03	0,10	0,10	0,00	0,012	0,023	0,005	0,016
2	0,06	0,03	0,10	0,10	0,05	0,017	0,023	0,005	0,017
3	0,06	0,05	0,10	0,10	0,15	0,027	0,023	0,005	0,028
4	0,19	0,22	1,19	0,09	0,00	0,006	0,028	0,022	0,003
5	0,17	0,39	1,15	0,30	0,05	0,010	0,027	0,024	0,002
6	0, 17	0,39	1.15	0,30	0,10	0,015	0,027	0,024	0,002
7	0,17	0,39	1,15	0,30	0,13	0,018	0,027	0,024	0,002
8	0,35	0,88	0,72	0,84	0,00	0,005	0,021	0,007	0,007
9	0,35	0,88	0,72	0,84	0,07	0,012	0,021	0,007	0,028
10	0,35	0,88	0,72	0,84	0,17	0,022	0,020	0,006	0,007
11	0,23	2, 69	0,65	1,14	0,00	0,004	0,017	0,004	0,002
12	0,23	2,69	0,65	1,14	0,06	0,010	0,017	0,005	0,002
13	0,23	2,69	0,65	1,14	0,11	0,015	0,015	0,005	0,002
14	0,23	2,69	0,65	1,14	0,17	0,022	0,020	0,006	0,002
15	0,23	2,69	0,65	1,14	0,26	0,030	0,023	0,004	0,002
16	0,19	1,00	2,54	1,01	0,00	0,006	0,034	0,025	0,001
17	0,19	1,00	2,54	1,01	0,07	0,013	0,037	0,020	0,001
18	0,19	1,00	2,54	1,01	0,13	0,019	0,034	0,020	0,001
19	0,24	0,82	0,63	3,06	0,00	0,006	0,017	0,007	0,006
20	0,24	0,82	0,63	3,06	0,07	0,013	0,017	0,007	0,006
21	0,24	0,82	0,63	3,06	0,11	0,017	0,016	0,007	0,006
22	0,24	0,82	0,63	3,06	0,15	0,021	0,022	0,008	0,006



1 – ливарна форма для заливання зразка; 2 – термопара; 3 – датчик лінійних перетворень; 4 – комп’ютер

Рис. 1. Пристрій для вимірювання ливарної усадки сталей

Розміри дендритної структури істотно впливають на величину усадки, тому визначили параметри дендритної структури виливків, які отримували в ливарної формі, що наведена на рис. 1. Результати визначення параметрів дендритної структури приведені в табл. 2.

У процесі охолодження виливка після заливки металу в форму визначали такі параметри вільної ливарної усадки конструкційних сталей, як температура почала ливарної усадки ($t_{нлу}$), максимальна величина перед усадочного розширення ($\varepsilon_{прр}$), температура початку усадки після перед усадочного розширення ($t_{ну}$), коефіцієнт ливарної усадки аустеніту ($К_{лу}$), що визначали за наступною формулою:

$$K_{лу} = (l_2 - l_1)/(t_{фп} - t_{ну}) \cdot l_1, \quad (1)$$

де l_1 і l_2 – відповідно довжина зразку при температурах початку ливарної усадки після пред усадкового розширення ($t_{ну}$) і розпаду аустеніту ($t_{фп}$).

Таблиця 2 – Параметри дендритної структури виливків

Номер плавки	Зона стовпчастих дендритів			Зона дезорієнтованих дендритів	
	довжина ($l_{ст}$), мм	ширина ($\Delta_{ст}$), мм	відстань між гілками другого порядку (Δ_2), мм	довжина ($l_д$), мм	ширина ($\Delta_д$), мм
1	4,24	0,21	0,23	1,10	0,24
2	1,51	0,07	0,16	1,17	0,19
3	3,96	0,10	0,15	1,01	0,15
4	2,44	0,11	0,14	0,24	0,12
5	2,28	0,07	0,11	0,21	0,11
6	2,23	0,06	0,10	0,20	0,11
7	4,06	0,19	0,20	0,97	0,23
8	4,98	0,31	0,28	1,31	0,38
9	2,75	0,15	0,19	1,24	0,24
10	2,67	0,14	0,13	1,13	0,21
11	4,58	0,22	0,26	1,20	0,26
12	3,94	0,17	0,18	0,96	0,18
13	3,62	0,13	0,16	0,84	0,14
14	2,05	0,11	0,12	0,72	0,12
15	1,99	0,09	0,10	0,31	0,10
16	3,18	0,16	0,19	0,44	0,21
17	2,39	0,10	0,06	0,24	0,18
18	1,88	0,08	0,04	0,14	0,16
19	2,19	0,05	0,09	0,19	0,10
20	3,50	0,17	0,15	0,84	0,23
21	3,19	0,15	0,12	0,72	0,22
22	3,10	0,13	0,10	0,51	0,21

Результати вимірювань складових вільної ливарної усадки наведені в табл. 3.

Таблиця 3 – Параметри вільної ливарної усадки конструкційних сталей

Номер плавки	$t_{нлу}$, °С	$\varepsilon_{прр}$, %	$t_{ну}$, °С	$К_{лу}\cdot10^{-6}$, $°С^{-1}$	$\varepsilon_{лит}$, %	Номер плавки	$t_{нлу}$, °С	$\varepsilon_{прр}$, %	$t_{ну}$, °С	$К_{лу}\cdot10^{-6}$, $°С^{-1}$	$\varepsilon_{лит}$, %
1	1490	0	1490	14,00	3,67	12	1436	0,020	1433	20,00	3,13
2	1480	0	1480	12,35	2,80	13	1431	0,017	1428	21,00	2,60
3	1475	0	1475	14,41	3,09	14	1418	0	1418	20,00	1,72
4	1432	0,033	1430	12,77	2,87	15	1425	0,060	1418	22,78	3,16
5	1480	0	1480	18,98	3,30	16	1446	0	1446	17,59	2,92
6	1460	0	1460	15,60	3,03	17	1442	0	1442	15,46	2,40
7	1440	0	1440	15,62	3,31	18	1437	0	1437	18,82	3,27
8	1475	0,067	1462	19,69	2,40	19	1416	0	1416	15,32	3,51
9	1465	0,033	1455	18,54	2,10	20	1405	0,013	1402	17,70	2,84
10	1455	0,220	1435	16,11	2,61	21	1400	0	1400	14,96	2,55
11	1453	0,027	1438	21,80	2,52	22	1395	0	1395	17,80	2,37

Враховуючи, що вплив легуючих елементів, модифікаторів і домішок на процес ливарної усадки стали пов'язан, в основному, зі зміною ними прихованої теплоти кристалізації ($q_{кр}$), величини перегріву над температурою ліквідусу ($\Delta t_л$) і дисперсності дендритної структури ($l_{ст}$, $l_д$) встановили, що кількісна закономірність впливу вихідних факторів на температуру початку ливарної усадки ($t_{нлу}$, °С) має такий вигляд:

$$t_{нлу} = 892 - 9{,}53\cdot\lambda_s + 1{,}135\cdot q_{кр} + 77{,}34\cdot l_{ст} + 8{,}691\cdot\Delta t_л + 490{,}5\cdot l_{ст}\cdot l_д - \\ - 81{,}75\cdot l_{ст}^2 - 782{,}6\cdot l_д^2 - 0{,}02483\cdot\Delta t_л\cdot q_{кр}, \quad , \quad (2)$$
$$R = 0{,}954; \delta = 0{,}43\%.$$

Величина максимального предусадкового розширення ($\varepsilon_{прр}$,%) визначається наступною залежністю:

$$\varepsilon_{прр} = 2{,}2 - 3{,}2\cdot10^{-3}\cdot q_{кр} + 1{,}85\cdot\Delta_2 - 0{,}924\cdot l_д - 2{,}09\cdot10^{-2}\cdot\Delta t_л + \\ + 0{,}155\cdot l_{ст}\cdot l_д - 5{,}32\cdot10^{-2}\cdot l_{ст}^2 + 2{,}67\cdot10^{-5}\cdot\Delta t_л\cdot q_{кр}, \quad , \quad (3)$$
$$R = 0{,}914; \delta = 9{,}6\%.$$

Температура початку ливарної усадки після предусадкового розширення ($t_{ну}$) з імовірністю 99 % і похибкою 0,15 % пов'язана з температурою початку ливарної

усадки ($t_{нлу}$) і величиною максимального перед усадочного розширення ($\varepsilon_{прр}$) наступною формулою:

$$t_{ну} = 29{,}9 + t_{нлу} \cdot (0{,}978 - 0{,}068 \cdot \varepsilon_{прр}), \quad R = 0{,}993; \delta = 0{,}15\%. \tag{4}$$

Враховуючи, що коефіцієнт ливарної усадки, по фізичному змісту зворотний коефіцієнту лінійного розширення та залежить в основному від сил міжатомних зв'язків елементів, визначили його залежність від ступеня легування аустеніту, тобто від хімічного складу сталі. Кількісна закономірність такого впливу має наступний вигляд:

$$K_{лу} = (12 + 45 \cdot Si + 78{,}25 \cdot Si \cdot Mn - 46{,}84 \cdot Si \cdot Cr - 595{,}5 \cdot C \cdot Si \cdot Mn - 104{,}6 \cdot Si \cdot Mn \cdot Cr + 748{,}5 \cdot C \cdot Si \cdot Mn \cdot Cr) \cdot 10^{-6}, \quad R = 0{,}894; \delta = 6{,}4\%. \tag{5}$$

Ливарна вільна усадка досліджених сталей з імовірністю 95 % описується наступною формулою:

$$\varepsilon_{лит} = 6{,}63 - 14{,}69 \cdot C - 14{,}69 \cdot C - 0{,}323 \cdot Si + 0{,}377 \cdot Cr + 19{,}2 \cdot V - 226{,}2 \cdot N - 17{,}87 \cdot \varepsilon_{прр} + 37{,}5 \cdot K_{лу} \cdot t_{ну} + 1226 \cdot \varepsilon_{прр} \cdot K_{лу} \cdot t_{ну}, \quad R = 0{,}828; \delta = 7{,}4\% \tag{6}$$

Аналіз впливу легуючих елементів на зміну ливарної усадки стали 20ХГСЛ показує, що з ростом вмісту в сталі марганцю і хрому ливарна усадка збільшується, а в разі вуглецю, кремнію, азоту та спільного легування азотом і ванадієм – зменшується (рис. 2).

Дані, які наведені на рис. 2, показують, що за питомою ефективністю впливу елементи можна розташувати в наступній послідовності: Cr, V, Si, Mn, C, V+N, N.

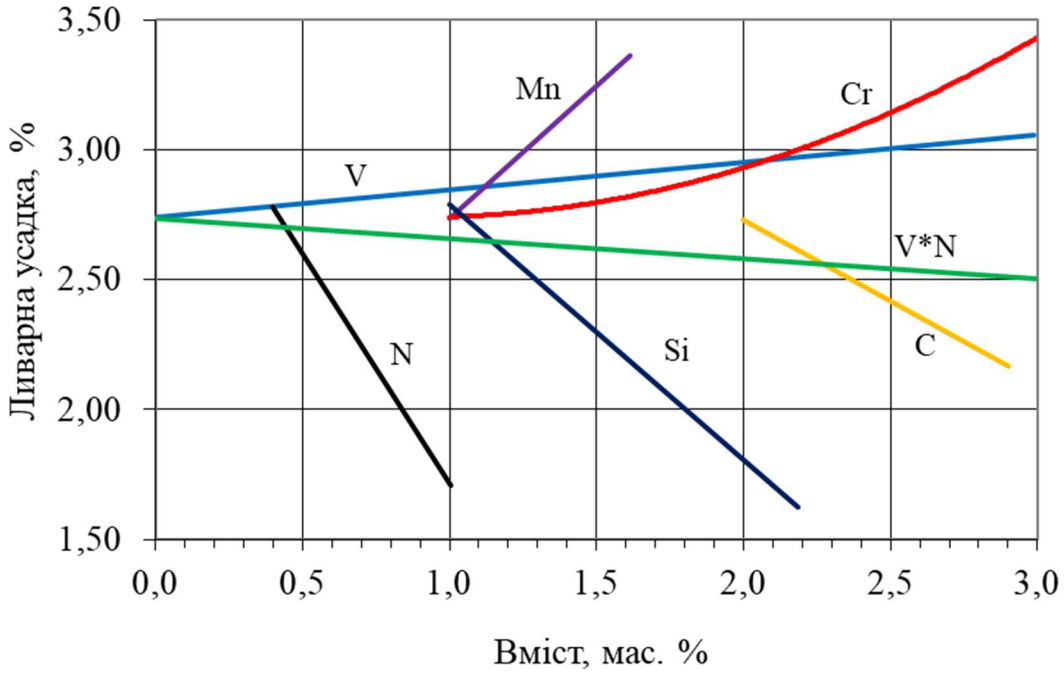


Рис. 2. Вплив елементів на ливарну усадку конструкційної сталі при температурі заливання сталі 1550 ºС (вміст С і V становить 0,1; N-0,01; N·V-0001, частки значень наведені на осі абсцис)

Афтанділянц Є. Г.
(ФТІМС НАН України, Київ)

ПРИСТРІЙ ДЛЯ ВИВЧЕННЯ ТРІЩИНОСТІЙКОСТІ ЛИВАРНИХ СТАЛЕЙ ПРИ ЗАТВЕРДІННІ

E-mail: aftyev@yahoo.com

Якість виливків визначається не тільки фізико-механічними, а й такою ливарною властивістю, як тріщиностійкість металу, при його затвердінні в ливарній формі.

Тріщиностійкість литого металу визначається температурними, деформаційними і силовими характеристиками процесу утворення і розвитку тріщин в умовах ускладненої усадки. Широко застосовуються ступінчасті проби, що в основному фіксують процес поширення тріщини, оскільки визначення моменту зародження тріщини пов'язано з істотною похибкою, що вноситься конструктивним елементом, який створює ускладнену усадку металу.

З метою вивчення температурних, деформаційних і силових умов зародження і поширення тріщини розробили пристрій, що дозволяє проводити комплексометричний контроль процесу зародження та розвитку тріщин в умовах ускладненої усадки металу

Методичним питанням визначення характеристик тріщиностійкості виливків присвячені численні роботи [1-11]. Аналіз літературних даних показує, що найбільшого поширення набули пристрої, принцип дії яких заснований на одночасній реєстрації температури і деформації зразка в процесі його утрудненої усадки після заливки металу в ливарну форму. В цьому випадку температурні, деформаційні і силові параметри процесу визначаються в результаті аналізу аномальних ділянок залежності «температура – деформація» [5-8]. Однак застосування відомих пристроїв не дозволяє з достатньою точністю фіксувати умови утворення тріщин, оскільки точність вимірювання деформації зразка обмежується чутливістю конструктивного елементу гальмуючого ливарну усадку.

Крім того відомо [12], що утворення тріщин на перших етапах процесу супроводжується повним або частковим їх «заліковуванням» рідким металом, що гальмує в цей момент аномальний розвиток деформації виливки в умовах утрудненої усадки.

Одним з методів визначення мікро- і макродефектів кристалічної будови металу є вимір його електричного опору [13-15]. Тому при проведенні експериментів по дослідженню тріщиностійкості литих сталей одночасно з вимірюванням деформації і температури металу необхідно визначати зміну електричного опору ділянки зразка, в якому відбувається утворення і розвиток тріщин.

У зв'язку з тим, що експериментально і аналітично складно визначення умов утворення тріщин в процесі охолодження виливка після затвердіння, необхідна розробка пристрою для комплексометрічного контролю параметрів тріщиноутворення ливарних сплавів, який дозволить в умовах утрудненою усадки одночасно реєструвати деформацію, електричний опір і температуру виливка і визначити температурні межі інтервалу гарячеламкості, напругу і відносне

подовження при яких відбувається зародження тріщин, а також деформацію виливка в інтервалі гарячеламкості.

Розроблений пристрій для комплексного визначення характеристик тріщиностійкості сплавів складається з опоки 1, в якій формується ступінчаста проба 2, ливникової чаші 3, болтів 4 для односторонньої фіксації металу, що затвердіває, термопари 5, тяги 6, що послідовно з'єднує пластину 7, яка пружно деформується, з затвірдіваючим металом, феродинамічного датчика лінійних переміщень 8 (відтарірованого на зусилля), який з точністю до 0,1% перетворює лінійні переміщення в електричні сигнали, потенціометра 10, який реєструє деформацію і температуру (рис. 1).

На відстані 0,025 довжини проби від центру термічного вузла встановлювали електроди 11 вимірювального ланцюга. У центрі термічного вузла встановлювали дублікат 12 електродів вимірювального ланцюга. Електроди вимірювального ланцюга і дублікат підключали до універсальних вимірювальних приладів 13 і 14.

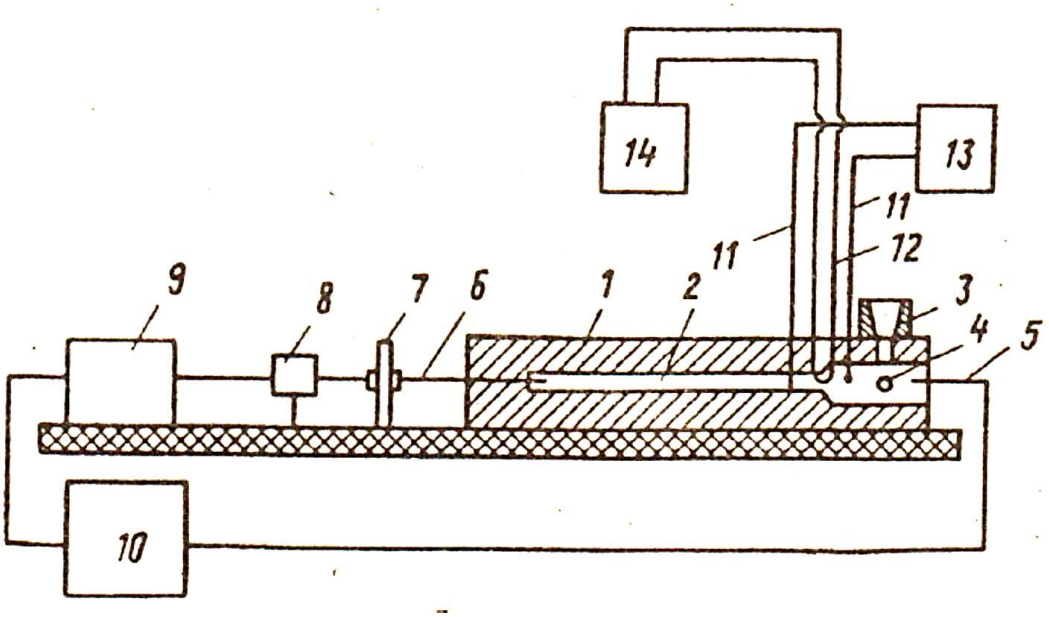


Рис. 1. Схема пристрою для визначення тріщиностійкості ливарного сплаву

З метою підвищення точності вимірювань електроди виготовляли з матеріалу з мінімальним електроопором (наприклад дріт діаметром 1,6 мм зі сталі 10) і

підключали до універсального вимірювального приладу, який працює за принципом подвійного моста.

Для усунення перешкод і побічних ефектів, не пов'язаних з процесом утворення тріщини, в центрі термічного вузла між проводами вимірювального ланцюга встановлювали дублікат, що фіксував рівень перешкод і побічних ефектів. Різниця між показниками електричного опору проводів вимірювального ланцюга і дублікатом показувала електроопір термічного вузла пов'язаного з появою тріщини та дозволяла визначити момент утворення тріщини і синхронізувати його з температурними, силовими та деформаційними параметрами процесу тріщиноутворення литого сплаву при затвердінні.

Для підвищення точності вимірювань електроди вимірювального і дублюючого ланцюга необхідно виготовляти з однаковим мінімальним електричним опором, оскільки зі зменшенням електричного опору електродів зменшується величина абсолютної похибки вимірювань.

З метою спрощення конструкції установки і отримання синхронної інформації про навантаження і деформацію в процесі утворення тріщин, в якості пристрою для створення утрудненою усадки використовували упругодеформірующую пластину (виконану з ресорної сталі), яку встановлювали між ливарної формою і датчиком лінійних переміщень і послідовно з'єднували з металом, що затвердіває, і датчиком за допомогою тяг.

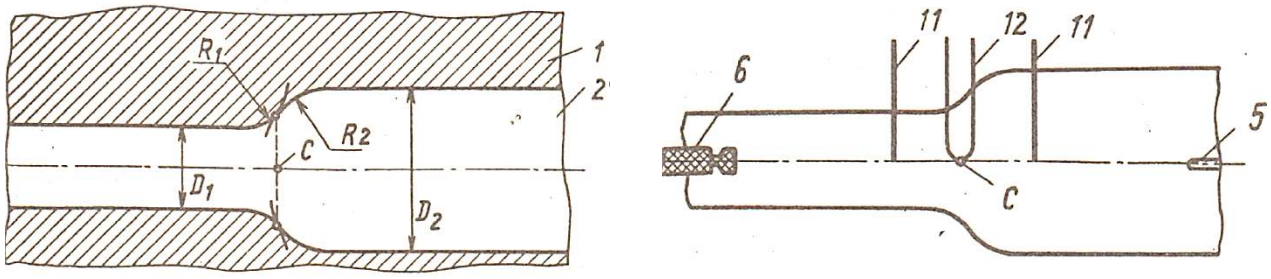
З підвищення точності вимірювання, в якості перетворювача лінійних переміщень в електричні сигнали використовували феродинамічний датчик, що встановлювали після датчика лінійних переміщень і який перетворював сигнали з точністю до 0,1 %.

Центр сполучення порожнини ливарної форми, що утворює перехід від одного діаметра до іншого, визначали, як точка переходу від одного радіуса кривизни до іншого, що віднесена до осі ступінчастою проби (рис. 2 а, точка С).

Електроди 11 вимірювального ланцюга встановлювали на відстані 0,25-0,5 великого діаметра (D_2) порожнини ливарної форми від центру сполучення

(точка С), а в центрі сполучення встановлено дублікат 12 електродів вимірювального ланцюга (рис. 2 б).

Нашими дослідженнями встановлено, що на ділянці виливка на відстані 0,25-0,5 великого діаметру від центру сполучення в бік малого та великого діаметру виникають максимальні напруги, внаслідок сполучення різних діаметрів виливки при затвердінні стали, що призводить до утворення і розвитку тріщин. Установка електродів вимірювального ланцюга на відстані 0,25-0,5 великого діаметру від центру сполучення дозволяє досліджувати оптимальний обсяг металу, в якому відбувається процес зародження і розвитку тріщин і одночасно реєструвати комплекс температурних силових і деформаційних характеристик процесу утворення тріщин.



а б

Рис. 2. Схема сполучення (а) і установки електродів (б) в ливарній формі

Реєстрація струму розбалансу моста, показань датчика температури (попередньо відтарованого за показниками термопари, встановленої в місці зародження тріщини) і величини ускладненої усадки Δ на багатопозиційному реєстраторі 14 дає можливість фіксувати процес утворення та розвитку тріщини при ускладненої усадки литого металу, Для реєстрації силового параметра використовується тарировочна залежність деформації упругодеформуемої пластини (Δ, мм) від прикладеного навантаження (Р, Н), що має наступний вигляд:

$$\Delta = 1{,}45 \cdot 10^{-4} \cdot P + 1{,}2 \cdot 10^{-7} \cdot P^2 , \qquad (1)$$

Пристрій для вивчення тріщиностійкості ливарних сталей при затвердінні працює наступним чином. Розплавлений метал заливають крізь ливникову чашу 3 в ливарну форму 1 для отримання ступінчастої проби 2. Метал, що кристалізується фіксується з одного боку болтами 4, з іншого – пружно деформуючої пластиною 7 криз тягу 6 створюється ускладнена усадка, яка у вигляді деформації реєструється датчиком 8 (попередньо відтарованого на навантаження) перетворюється датчиком 9 і записується потенціометром 10 одночасно з показниками термопари 5 (попередньо відтарованої за показаннями термопари, встановленої в термічному вузлі). Це дає можливість одночасно визначати температурні, силові і деформаційні характеристики процесу утворення та поширення тріщини.

Для одночасного визначення температурних і силових параметрів процесу утворення тріщини при заливці металу включається вимірювальний електричний ланцюг, який реєструє електричний опір термічного вузла і дублюючий електричний ланцюг, який реєструє рівень перешкод, пов'язаних з температурою металу.

По різниці електричного опору вимірювального та дублюючого ланцюга визначається справжній електричний опір термічного вузла, який при появі тріщини збільшується в 2-3 рази. Фіксація моменту утворення тріщини в часі за показниками приладів 13 і 14 дозволяє зв'язати процес тріщиноутворення з температурними, деформаційними і силовими характеристиками утрудненої усадки реєструючим потенціометром 10.

В результаті однієї заливки одночасно визначається комплекс температурних, силових і деформаційних характеристик процесу утворення тріщин литого сплаву при затвердінні.

Для оцінки ефективності застосування розробленого пристрою визначили параметри процесу утворення та розвитку тріщин в процесі ускладненої усадки стали 50Л після заливки в сиру піщано - глинисту форму при 1600 °С. Результати експериментів наведені на рис. 3.

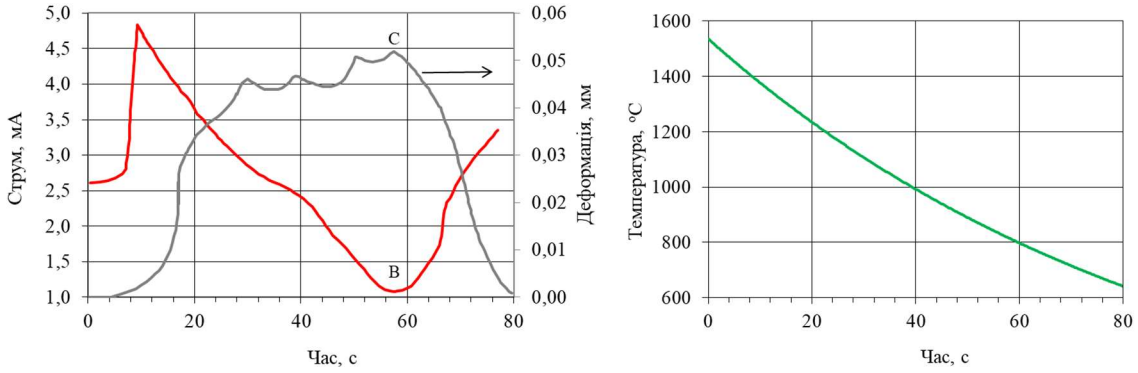
Видно, що за величиною деформації (Δ) момент утворення тріщини можна визначити наближено. У той же час поява горизонтальної площадки (А) на кривій

I_p свідчить про порушення суцільності металу в місці сполучення ступінчастою проби.

Наступна експериментальна точка (В) на кривій I_p пов'язана з остаточним руйнуванням металу, що збігається з точкою (С) на кривій деформації.

Результати виконаних досліджень показують, що розроблений пристрій дозволяє проводити комплекснометричний контроль умов утворення та розвитку тріщин в литому металі при охолодженні після затвердіння.

В результаті виконаної роботи розроблено пристрій для комплексометрічного контролю параметрів тріщиноутворення ливарних сплавів, який дозволяє в умовах ускладненої усадки одночасно реєструвати деформацію, електроопір і температуру виливки, а також визначати температурні межі інтервалу гарячеламкості, напругу і відносне видовження при яких відбувається зародження тріщин, деформацію виливку в інтервалі гарячоламкості та процес поширення тріщин при охолодженні виливків після затвердіння.



а б

Рис. 3. Зміна деформації, струму розбалансу (а) і температури (б) при утворенні та розвитку тріщин в процесі ускладненої усадки сталі 50Л після заливання в сиру піщано-глинясту форму

Література

1. Баландин Г.Ф. Основы теории формирования отливки, т 2. – М.: Машиностроение, 1979. – 335 с.

2. Новиков И.И. Горячеломкость цветных металлов и сплавов.-М.: Наука,1966. – 300 с.

3. Константинов Л.С., Трухов А.П. Напряжения деформации и трещины в отливках, М.: Машиностроение, 1981. – 199 с.

4. Бокштейн С.З. Строение и свойства металлических сплавов.-М.: Металлургия, 1971. – 496 с.

5. Трубицын Н.А. Усадка стали при охлаждении в форме и образование горячих трещин в отливках // Взаимодействие литейной формы и отливки.-М.: Наука, 1962. – С. 99-108.

6. Ван Эгем Ж., Де Си А. О механизме образования горячих трещин в стальном литье. Практический образец для изучения склонности к трещинообразованию.// Труды 32-го международного конгресса литейщиков.-М.: Машиностроение, 1969. – С. 14-32.

7. Изучение кинетики разрушения металла в процессе формирования отливки/ А.Г. Крючков, Л.Г. Грибов, А.В. Овчинников// Литейное производство, 1981. – С. 22-23.

8. Михайлов А.М., Тимофеев А.А., Требухин В.В. Температурный интервал чувствительности сплавов к литейным напряжениям и деформациям//Литейное производство, 1982. – С. 4-5.

9. А. с. 123292 СССР, МКИ G01 B 7/02. Прибор для определения линейной усадки сплава и стойкости против образования горячих трещин/ Н.А.Трубицын (СССР). – С. 2.

10. А. с. 204510 СССР, МКИ В22 Д 35/00. Устройство для определения линейной усадки сплава и стойкости против образования горячих трещин /Г.П.Зырин, Я.Г.Ашуха (СССР). – С. 3.

11. А. с. 885877 СССР, МКИ G 01 N 33/20. Устройство для определения трещиноустойчивости и линейной усадки сплава/А.П. Лысов, Б.Ш. Танкелевич, Р.П. Бродовских (СССР). – С. 4.

12. Гуляев Б.Б. Теория литейных процессов.- Л.: Машиностроение,1976. – С. 216.

13. Лившиц Б.Г., Крапошин В.С., Линецкий Я.Л. Физические свойства металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1980. – С. 320.

14. Черепин В.Т. Экспериментальная техника в физическом металловедении. – Киев: Техника, 1968. – С. 280.

15. Чернобровкин В.П. Механические свойства литого металла. М.: Наука, 1963. – С. 308.

16. Электрические измерения / В. Н. Малиновский, Р. М. Демидова-Панферова, Ю. И. Евланов – М.: Энергоатомиздат, 1985. – С. 416.

Афтанділянц Є. Г.
(ФТІМС НАН України, Київ)

ПРОГНОЗУВАННЯ ВПЛИВУ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ НА ПРОГАРТОВАНІСТЬ ЛИВАРНИХ КОНСТРУКЦІЙНИХ СТАЛЕЙ

E-mail: aftyev@yahoo.com

Прогартованість характеризує здатність сталі сприймати загартування на певну глибину і є однією з основних характеристик, що дозволяє прогнозувати розподіл структурних складових по перерізу виливка або деталі.

Дослідження впливу різних факторів показують, що прогартованість конструкційної сталі визначається в основному стійкістю аустеніту до переохолодження і залежить від розміру зерна аустеніту, ступеня легування твердого розчину та вмісту в ньому вторинних фаз. Враховуючи, що прогартованість визначається, в основному, як відстань від поверхні деталі або виливка до зони, що містить 50 % мартенситу, визначили вплив хімічного складу сталі і температури гартування на твердість зони, що містить 50 % мартенситу.

Математичний аналіз показав, що твердість напівмартенситної зони конструкційних сталей, що містять (мас. %) від 0,15 до 0,72 C; 0,17-2,2 Si; 0,3-1,2 Mn; до 1,6 Cr; 3,25 Ni; 0,45 Mo; 0,2 V; 0,005 B; 0,15 Ti та загартованих при температурах від 810 до 930 ^{o}C з ймовірністю 99 % та похибкою δ = 1,31 % описується наступним рівнянням:

$$HRC_{(50\%M)} = 32 + 54 \cdot C + 4{,}64 \cdot Mn - 10{,}9 \cdot C \cdot Mn + 3{,}34 \cdot C \cdot Cr - 2{,}49 \cdot C \cdot Mn \cdot Cr - 0{,}013 \cdot t_q \text{ , (1)}$$

R=0,994

З урахуванням встановленої залежності методом торцевого гартування, визначили прогартованість литих конструкційних сталей, що містять від 0,19 до 0,52 % масової частки вуглецю; 0,14-0,86 - кремнію; 0,76-2,14 марганцю; 0,03-1,33 хрому; 0,003-0,023 сірки; 0,005-0,024 фосфору; 0,005-0,018 азоту; 0,007-0,07 алюмінію; до 0,13 ванадії; 0,035 титану; 0,003 бора, в інтервалі температур гартування від 900 до 1000 °С.

Приймаючи за незалежні фактори ступінь легування твердого розчину, розмір зерна аустеніту та вміст у ньому нітридів ванадію, алюмінію та титану, побудували математичну модель прогартованості конструкційної сталі , яка має такий вигляд:

$$\begin{aligned} П = 351 \cdot Si - 56{,}5 - 1{,}84 D_a \cdot (Si + Mn + Cr + V_a) - 90 \cdot Mn + 60{,}7 (Si + Mn + Cr + V_a) - \\ - 1067 C \cdot Si + 538 C \cdot Mn - 243 (C + N_a + B) \cdot (Si + Mn + Cr + V_a) - 57{,}9 Si \cdot Mn + \\ + 54{,}8 Si \cdot Cr + 7{,}82 D_a \cdot (C + N_a + B) \cdot (Si + Mn + Cr + V_a) \end{aligned} \text{ , (2)}$$

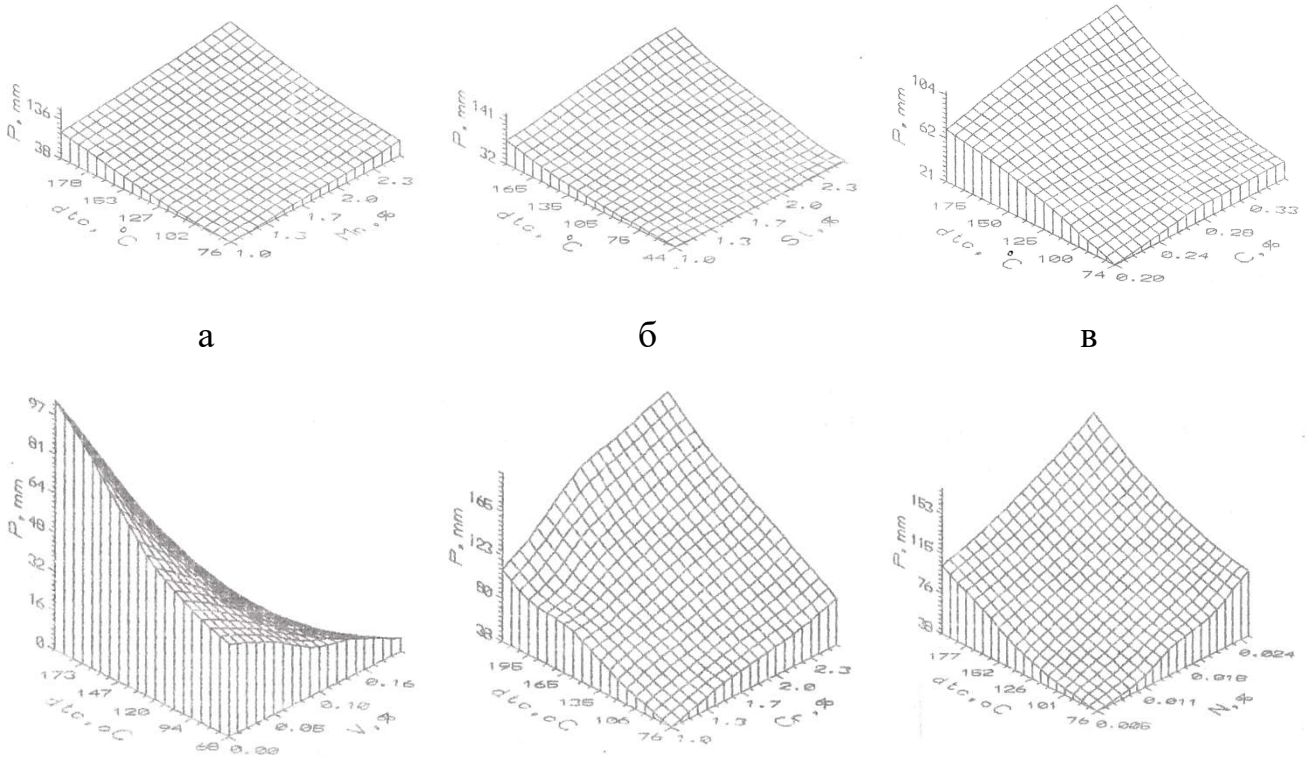
R = 0,981

Аналіз рівняння 2 показує, що вплив легуючих елементів і домішок на прогартованість стали пов'язано в основному з їх твердорозчинною дією і зміною розміру зерна аустеніту. Слід зазначити, незначний вплив вторинної фази, який враховується, мабуть, розміром зерна аустеніту.

Приймаючи за базу сталь 30ХГСЛ, визначили ефективність впливу C, Si, Mn, Cr, V, N і V+N на прогартованість стали залежно від ступеня перегріву аустеніту над температурою t_{ac3} (рис. 1).

Результати розрахунків показують, що зміна легуючими елементами розміру зерна аустеніту і ступеня легування твердого розчину така, що при мінімальному ступені перегріву (t_q = 900 °С) марганець, хром, вуглець і азот закономірно підвищують, а ванадій, кремній і спільне легування стали азотом і ванадієм екстремальне змінюють прогартованість сталі. При максимальному перегріві,

тобто при торцевому гартуванні від 1050 °С ефективність впливу елементів змінюється як кількісно, так і якісно. Наприклад, легування сталі кремнієм і спільно 0,1 % V і 0,015 % N призводить до підвищення прогартованості сталі. При великих добавках азоту і ванадію прогартованість сталі знижується.



а б в

г д е

є

Рис. 1. Ефективність впливу Mn (а), Si (б), C (в), V (г), Cr (д), N (е) і V + N (є) на прогартованість сталі залежно від ступеня перегріву аустеніту над температурою t_{ac3}. База: сталь 30ХГСЛ

Слід зазначити, що зі збільшенням ступеня перегріву аустеніту ефективність впливу елементів крім марганцю і азоту зростає, що свідчить про істотний вплив

твердорастворного чинника. Зниження ефективності впливу таких аустенітоутворюючих елементів як марганець і азот пов'язане, мабуть, зі збільшенням вмісту сталі залишкового аустеніту. Порівнюючи усереднений питомий вплив елементів на прогартованість конструкційної сталі слід зазначити, що найбільш перспективним є її легування азотом.

Бабаченко О. І., Кононенко Г. А., Подольський Р. В., Сафронова О. А.
(ІЧМ НАН України, м. Дніпро)

ТРАНСФОРМАЦІЯ МІКРОСТРУКТУРИ ЗАЛІЗНИЧНОГО ОБОДУ ПІД ДІЄЮ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ НАВАНТАЖЕНЬ

Колеса відносяться до виробів, в яких в процесі експлуатації неможливо уникнути виникнення різних дефектів на поверхні кочення. При несприятливому розподілі залишкових напружень і незадовільній в’язкості металу обода від цих дефектів в радіальному напрямку можуть розвиватися втомні тріщини, що і приведе до руйнування колеса.

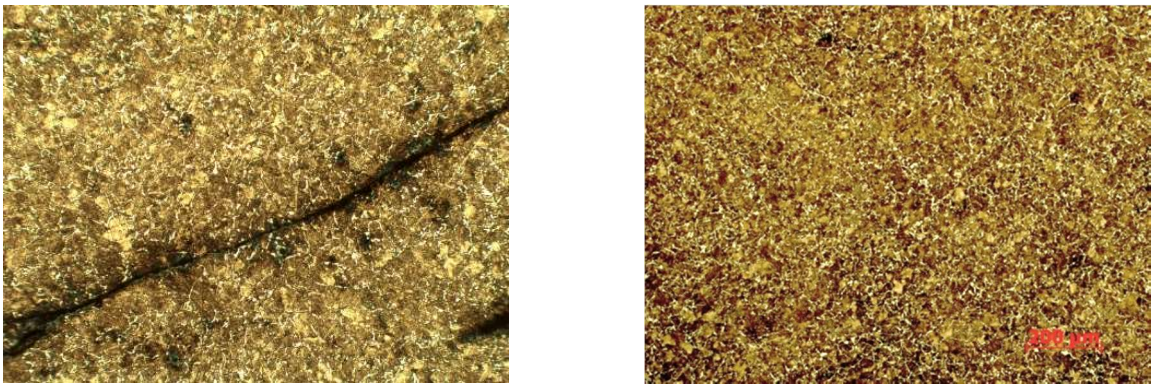
Взаємодія колеса і рейки є фізичною основою руху рухомого складу на залізницях. Процеси взаємодії коліс і рейок відносяться до числа найважливіших чинників, що визначають величину допустимої швидкості і безпеку руху поїздів. Від параметрів цієї взаємодії багато в чому залежать безпека руху та основні техніко-економічні показники колійних господарств та рухомого складу. Так, зокрема, втрати енергії, обумовлені зношуванням в системі колесо-рейка, складають 10-30 % витрачених на тягу поїздів паливно-енергетичних ресурсів.

Аналіз сил і напружень, що діють на колісну пару в експлуатації, показує, що напруження в контакті колеса з рейкою і гальмівною колодкою є основною причиною всіх пружно-пластичних деформацій і в значній мірі теплових явищ, що призводять до утворення дефектів на поверхні катання. Ці сили сприяють розвитку процесів втоми в ободі і диску колеса, викликаючи небезпеку його руйнування.

Матеріалом для досліджень служили зразки, виготовлені з досліджуваних коліс марки ER 7, виготовлених відповідно до вимог стандарту DIN EN 13262:2011.

Дослідження якості коліс проводилося по всьому радіальному перерізу за місцем утворення дефектів поверхні кочення і вдалині від них.

При аналізі шліфа поблизу дефекту поверхні кочення, та відповідні зразки на протилежно діаметральній ділянці (рис. 1) встановлено, що поблизу дефекту метал шліфів над тріщинами і поблизу тріщин зазнавав деякої деформації (зерна перліту і, особливо, фериту мають витягнуту форму). Крім того, при невеликих збільшеннях мікроскопа можна спостерігати плин металу в зразках з тріщинами. Це вказує на дію експлуатаційних навантажень. Слід зазначити, що на шліфу по області кочення спостерігаються характерні структури «білого шару» без утворення тріщин, що вказують на інтенсивну експлуатацію та гальмування.



а б

а – поблизу дефекту поверхні кочення, б – діаметрально протилежна ділянка

Рис. 1. Мікроструктура ободу залізничного колеса (×100)

Структура основного металу зразків ободу (на відстані ~ 20 мм від поверхні кочення колеса) складається з тонко диференційованого перліту з виділеннями фериту по границям зерен. Також на дослідному шліфі є частинки зносу, що виникли внаслідок розвитку інтенсивної пластичної деформації поблизу поверхні кочення, які представляють собою лусочки або пластини різної товщини. Вони характерні для нормальних умов зносу, і їх поява пов'язана з пластичною деформацією, що протікає поблизу поверхні кочення колеса, оскільки механізм зносу поверхні кочення представляє собою сукупність механічних, теплофізичних

і хімічних явищ і пов'язаний з утворенням частинок зносу і мікротріщин в місцях інтенсивної пластичної деформації.

На рис. 2 при збільшеннях 100 крат показано, як поблизу вершини тріщини протікають акти початкової мікропластичної деформації. В іншому випадку ступінь її розвинення могла значно збільшитися і призвести до викришування металу (утворення вищербини). Помітно, що метал шліфів над тріщинами і поблизу тріщин зазнавав інтенсивної деформації і термічного впливу (зерна перліту і, особливо, фериту мають витягнуту форму; окремі частинки мають округлу форму). Крім того, при невеликих збільшеннях мікроскопа можна спостерігати наслідки течії металу – наявність зони інтенсивної пластичної деформації. Це вказує на дію експлуатаційних навантажень, які перевищують границю плинності.

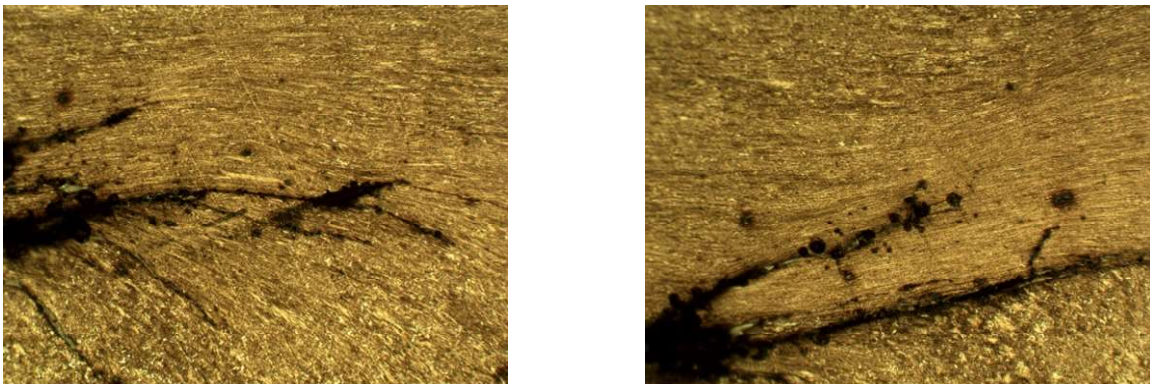


Рис. 2. Мікроструктура дослідного шліфа з магістральною тріщиною та пластичною течією металу (×100)

Таким чином можна зробити висновок, що утворення дефектів на поверхні кочення дослідного колеса пов’язано з втомною природою і є дефектами експлуатаційного походження – втомними тріщинами і вищербинами по них.

Бабаченко О. І.[1], Кононенко Г. А.[2], Кімстач Т. В.[3],
Подольський Р. В.[1], Сафронова О. А.[1]
([1]ІЧМ НАН України, м. Дніпро; [2]НТУ «Дніпровська Політехніка», м. Дніпро; [3]УДУНТ, м. Дніпро)

ОСНОВНІ СТРАТЕГІЇ ПІДВИЩЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ХАРАКТЕРИСТИК ТОВСТОЛИСТОВОГО ПРОКАТУ З ЕКОНОМНОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ

В даний час товстолистовий прокат широко використовується для виготовлення корпусних конструкцій суден, бронетехніки, елементів броні стаціонарних об'єктів та інших металовиробів відповідального призначення. Високий вміст легуючих елементів в сталі знижує її зварюваність (вимагає застосування додаткових заходів для якісної реалізації процесу). Також в сучасних умовах України актуальним є питання зниження вмісту дороговартісних легуючих елементів в сталі при забезпеченні високого комплексу властивостей металопродукції.

Товстолистовий метал добре себе зарекомендував при створенні несучих будівельних конструкцій, опорних елементів для великогабаритного устаткування, а також для виготовлення корпусних деталей різних машин. Товстий лист товщиною 4-160 мм використовують при будівництві мостів, промислових і цивільних споруд, трубопроводів, у суднобудуванні, автотракторобудуванні, вагоно- і тепловозобудуванні, об’єктів теплоенергетики, хімічній та оборонній промисловості [1].

Застосування високоміцних сталей у каркасах дозволяє зменшити товщину окремих елементів і, таким чином, масу всієї конструкції приблизно на 60%, знизити витрати на транспортування і монтаж та скоротити об'єм зварювальних робіт на 25 %.

Таким чином, головними вимогами, що висуваються до сучасних сталевих конструкцій разом з економічною ефективністю, є їх висока надійність в експлуатації при відносно малій масі й перерізі окремих елементів.

Основним завданням при проектуванні нових конструкційних елементів є розробка та впровадження нових матеріалів на основі високоміцних сплавів, що

володіють комплексом унікальних механічних властивостей. В даний час забезпечення високої динамічної стійкості товстолистового прокату проти сучасних вимог на використання без збільшення її товщини і, відповідно, маси конструкції в цілому досягають за рахунок застосування різних конструкційних рішень [6-8]. Разом з тим, очевидно, що основним матеріалом для виготовлення ще довгий час буде служити високоміцна сталь.

Одним з важливих завдань сьогодення є надання металу необхідних властивостей, що можуть чинити опір не лише при статичному навантаженні, а і в умовах динамічного і циклічного навантаження. Це можна досягнути, з матеріалознавчої точки зору, трьома різними способами: подрібнення зерна за рахунок введення необхідних систем легування, в склад яких входять рідкоземельні елементи [2]; розробка необхідних параметрів термічної обробки [3] та розробка низьколегованих сталей з формуванням структурного стану, що зберігає характеристики міцності з досягненням високих властивостей пластичності (бекарбідний бейніт в сталі).

В останній час велика кількість досліджень присвячена розробці та застосуванню низьколегованих сталей, питанням більш повного використання потенційних можливостей складу сталей, гарантованому забезпеченню необхідного класу міцності та зменшенню коливання властивостей листового прокату, при одночасному зниженні витрати дефіцитних легуючих елементів. У зв'язку з цим, актуальним завданням, що має велике наукове та практичне значення є дослідження закономірностей комплексних процесів структуроутворення та формування властивостей сталей, легованих марганцем та кремнієм, а також мікролегованих карбідоутворюючими елементами (Mo, V, Ti, Nb) та розробка на їх основі складів та технологій виробництва листового конструкційного прокату різних класів міцності та високої пластичності, а також розробка способів стабілізації рівня властивостей.

Вплив легуючих елементів на властивості сталі обумовлено подрібненням зерна, зміцненням фериту внаслідок утворення твердих розчинів впровадження та

заміщення, зміцненням в результаті виділення частинок другої фази різного ступеня дисперсності та зміною прогартовуваності.

Крім того, сучасна технологія виробництва високоякісної сталі повинна забезпечувати сувору відповідність технологічних параметрів заданим значенням. Для цього необхідний чіткий і грамотний підхід до виконання кожного з етапів сталеплавильного переділу: від підбору шихти, до здачі зливка. Технологія виробництва сталі повинна бути заснована на постійному експресному контролі технологічних параметрів і спрямована на отримання стандартного стану заданого металу перед розливом, що визначається вимогами до властивостей готової металопродукції.

Література

1. Nord-Eddine and Sad Chemloul/ Dimensional Analysis and Similarity in Fluid Mechanics 1st Edition.- Wiley-ISTE, 2020 .-240 p.-ISBN-13: 978-1786305961, ISBN-10: 1786305968.

2. Durmagambetov A. A. Navier-Stokes Equations—Millennium Prize Problems // Asset A. Durmagambetov, Leyla S. Fazilova Natural Science. Scientific Research an Academic Publisher. – 2015. – Т. 7, № 2. – С. 88–99. – doi:10.4236/ns.2015.72010.

3. Hans-Georg Hillenbrand, Michael Gras and Christoph Kalwa. Development and production of high strength pipeline steels.

https://pdf4pro.com/download/development-and-production-of-high-strength-pipeline-588fdb.html.

Бажміна Е. А.
(НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя)

ЕЛЕКТРОРЕОЛОГІЧНІ РІДИНИ В ДОПОМІЖНИХ СИСТЕМАХ РОБОТИЗОВАНОГО ЗВАРЮВАННЯ

E-mail: evelinabazhmina@gmail.com

Проблема підвищення ефективності, точності та адаптивності роботизованих зварювальних комплексів є актуальним напрямком розвитку сучасної інженерії. Одним із перспективних підходів до вирішення цієї задачі є інтеграція інноваційних матеріалів, зокрема так званих «розумних матеріалів», здатних змінювати свої властивості під впливом зовнішніх факторів. До цього класу належать електрореологічні рідини (ЕРР), які демонструють керовану зміну в’язкості при прикладанні електричного поля.

Електрореологічні рідини є суспензіями дрібнодисперсних твердих частинок у рідкому діелектричному середовищі. За відсутності зовнішнього електричного поля ЕРР поводяться як ньютонівські або неньютонівські рідини з відносно низькою в’язкістю. Однак, при прикладанні електричного поля, відбувається поляризація суспендованих частинок та їх орієнтація вздовж силових ліній поля з утворенням ланцюгоподібних структур. Цей процес приводить до значного, часто багатократного, зростання ефективної в’язкості рідини, а в деяких випадках – до прояву пружно-в’язких властивостей. Зняття електричного поля зумовлює швидке руйнування утворених структур та відновлення початкових реологічних характеристик ЕРР. Саме ця здатність до швидкої та керованої зміни механічних властивостей у відповідь на зовнішній електричний вплив є визначальною ознакою «інтелектуальної» поведінки матеріалу.

Незважаючи на те, що безпосереднє використання ЕРР у зварювальних процесах є предметом подальших досліджень, існує значний потенціал їх застосування в допоміжних системах роботизованих зварювальних комплексів, таких як:

Адаптивні захватні пристрої (грейфери). Інтеграція ЕРР в механізми грейферів дозволить реалізувати системи з регульованою силою захоплення.

Контроль напруженості електричного поля забезпечить прецизійне керування ступенем стискання деталей, що є особливо важливим при роботі з матеріалами різної жорсткості та геометрії, включаючи крихкі елементи. Крім того, керована податливість грейферів на основі ЕРР сприятиме підвищенню надійності їх фіксації перед зварюванням.

Системи демпфування вібрацій. Включення ЕРР до складу опорних елементів або з'єднань роботизованої руки може забезпечити активне демпфування механічних коливань, що виникають внаслідок інерційних сил при швидких переміщеннях або під час контактних зварювальних процесів. Кероване збільшення в'язкості ЕРР дозволить ефективніше поглинати вібрації, сприяючи підвищенню точності позиціонування зварювальної головки та, як наслідок, покращенню якості зварного з'єднання.

Регульовані муфти та гальмівні системи. Використання ЕРР в конструкції муфт та гальм приводів робота забезпечить плавне та високоточне керування рухом. Регулювання електричного поля дозволить змінювати величину крутного моменту або гальмівного зусилля, оптимізуючи прецизійне позиціонування зварювального інструменту та мінімізуючи динамічні навантаження при зміні траєкторії його руху.

Сенсорні системи (непряме застосування). Хоча ЕРР самі по собі не є сенсорами, їхні керовані реологічні властивості можуть бути використані в розробці вдосконалених тактильних датчиків для роботизованих грейферів. Зміна електричних характеристик системи з ЕРР під впливом зовнішнього тиску може слугувати інформаційним сигналом про контакт з об'єктом маніпулювання.

До потенційних переваг використання ЕРР в роботизації зварювання слід віднести швидку часову реакцію на керуючий вплив, можливість безступінчастого регулювання механічних властивостей, потенційне зниження механічного зносу в регулюючих елементах та компактність відповідних пристроїв. Водночас, існують певні обмеження, серед яких – необхідність використання відносно високих керуючих напруг, чутливість властивостей ЕРР до температурних змін, можливість

осадження суспендованих частинок та складність інтеграції даної технології в існуючі промислові системи.

Електрореологічні рідини є перспективним класом «розумних матеріалів» з потенціалом для впровадження в допоміжні системи роботизованих зварювальних комплексів. Їхня унікальна здатність до швидкої та керованої зміни в'язкості під впливом електричного поля відкриває нові можливості для створення адаптивних захватних пристроїв, ефективних систем демпфування вібрацій та прецизійних приводів. Подальші дослідження та інженерні розробки є необхідними для повноцінної реалізації потенціалу ЕРР у сфері роботизації зварювання та споріднених технологій.

Бажміна Е. А.
(НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя)

НАКОПИЧУВАЛЬНЕ ОЦІНЮВАННЯ В СИСТЕМІ ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ ЯКОСТІ ВИЩОЇ ОСВІТИ

E–mail: evelinabazhmina@gmail.com

Сучасна вища освіта вимагає від викладачів і здобувачів освіти нових підходів до організації навчального процесу, зокрема – в оцінюванні результатів навчання. Традиційна модель оцінювання зосереджена переважно на підсумковому контролі – заліках, іспитах, залікових кредитах. Такий підхід, попри свою усталеність, має суттєві недоліки: він фрагментарно відображає рівень сформованості компетентностей, створює ситуації високого стресу, не завжди сприяє розвитку внутрішньої мотивації студентів. У цьому контексті актуальним стає запровадження накопичувальної системи оцінювання, що передбачає поступове формування підсумкової оцінки на основі результатів поточної діяльності здобувача освіти протягом усього семестру. Накопичувальна система оцінювання поєднує в собі ефективність і об'єктивність, забезпечуючи більш повне та справедливе відображення результатів навчання. Це не просто техніка виставлення балів – це педагогічна модель.

Сутність накопичувального оцінювання полягає в поступовому наборі балів за різні види навчальної діяльності: участь на практичних заняттях, виконання самостійних завдань, активність у дискусіях, модульний контроль тощо. До підсумкової оцінки інтегруються як формувальні результати (поточна активність), так і підсумкові (контрольні заходи). Таким чином, оцінювання охоплює і процес засвоєння знань, і його результат, що дозволяє сформувати цілісну картину академічного поступу здобувача.

Головна перевага такої моделі – це прозорість: студент заздалегідь знає, які дії приведуть до накопичення балів, і може свідомо планувати свій навчальний шлях. Водночас система стимулює до регулярної роботи, а не до «здачі в останній момент». Вона сприяє формуванню відповідальності, самодисципліни й навичок самоорганізації, що відповідає засадам компетентнісного підходу.

Система накопичення балів має значний освітній вплив – від зниження стресу до розвитку ключових навичок. Вона демонструє низку переваг: зменшення рівня стресу, справедливість і прозорість, мотиваційний ефект, розвиток саморегуляції та створення умов для виявлення сильних сторін здобувачів освіти. Ці переваги ілюструє рис. 1, що наочно демонструє позитивний вплив накопичувальної системи на освітній процес.



Рис. 1. Освітній вплив: від зменшення стресу до розвитку навичок

Накопичувальне оцінювання особливо ефективне в умовах дистанційного або змішаного навчання, де зворотний зв’язок має бути постійним і гнучким. Воно дозволяє викладачеві своєчасно реагувати на труднощі здобувача, коригувати освітній процес, а студентові – бачити свій прогрес, аналізувати сильні та слабкі сторони.

Водночас така система потребує ретельного опрацювання: необхідно визначити вагомість кожного виду навчальної активності, сформулювати прозорі критерії оцінювання, забезпечити регулярну фіксацію результатів. Також важливо донести до здобувачів логіку цієї моделі вже на початку курсу, адже її ефективність значною мірою залежить від усвідомленого залучення обох сторін – викладача й студента.

Накопичувальна система оцінювання – це стратегія, що забезпечує педагогічну підтримку, підсилює мотивацію та формує культуру самостійної роботи здобувача вищої освіти. У її центрі – партнерство викладача й здобувача освіти, взаємна довіра та поступовий розвиток компетентностей. Вона поєднує контроль і розвиток, стимулює прогресивне досягнення навчальних цілей і сприяє формуванню компетентного, самостійного, відповідального фахівця.

Биба Є. Г., Яковець Л. А., Коваленко В. В.
(*КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ*)

ВПЛИВ ФІЗИЧНИХ ХАРАКТЕРИСТИК НАПОВНЮВАЧА НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ПОРИСТОГО ЛИТОГО АЛЮМІНІЮ

E-mail: lubomyr030203@gmail.com

Пористі алюмінієві матеріали привертають значну увагу завдяки поєднанню низької густини, високих енергопоглинальних властивостей та достатньої міцності. Вони знаходять застосування у транспортному машинобудуванні, авіаційній техніці, теплообмінних системах та енергетиці. Одним із ефективних методів їх виготовлення є лиття з використанням соляних наповнювачів, які після кристалізації металу видаляються вимиванням. Проте фізичні характеристики

наповнювача, зокрема гранулометричний склад, форма та щільність частинок суттєво впливають на формування структури та кінцеві властивості пористого алюмінієвого матеріалу.

З огляду на це, метою роботи є встановлення залежності між фізичними характеристиками наповнювача та структурою і властивостями пористого литого алюмінію. Для досягнення поставленої мети необхідно було вирішити наступні завдання:

– класифікувати наповнювач NaCl за гранулометричним складом;

– визначити вплив розміру та форми вихідних частинок NaCl на фізичні властивості пористого литого алюмінію;

– дослідити мікроструктуру та механічні властивості зразків пористого литого алюмінію.

У роботі використовували алюміній (марки А5) та наповнювач NaCl (кам'яна сіль), попередньо прожарений для видалення вологи до температури 660 ^{0}C. Сіль просіювали за допомогою ситового класифікатора для отримання фракцій різного розміру. Формування зразків здійснювали методом вакуумного просочування за умови контрольованого градієнту тиску. Після кристалізації алюмінієвих заготовок видалення наповнювача здійснювали у гарячій воді з подальшим сушінням.

Дослідження структури проводили металографічними методами, визначення пористості – непрямим методом на основі визначення густини сплаву без пористості та пористого сплаву. Цей метод є інформативним, тому що він дає змогу виявити загальні тенденції впливу типу наповнювача, його фракційного складу та умов кристалізації заготовок на мікроструктуру та фізико-механічні властивості пористого алюмінієвого сплаву. Такий аналіз є важливим етапом у вдосконаленні технології лиття з пороутворенням і підборі оптимальних режимів для досягнення заданих характеристик матеріалу. Міцність пористого матеріалу оцінювали за результатами випробувань на стиск.

Встановлено, що дрібнодисперсні частинки NaCl під час просочування розплавом утворюють неоднорідну структуру у зв'язку із спіканням наповнювача на етапі термічного оброблення, проте міцність таких матеріалів знижується через

тонкі перемички між порами. Використання більш крупних частинок наповнювача призводить до формування більших пор, що збільшує загальну пористість, але водночас сприяє зростанню питомої міцності завдяки товстішим міжпоровим перегородкам. Оптимальні властивості спостерігалися за умови використання середньої фракції наповнювача (300-500 мкм), що забезпечувало баланс між рівномірністю структури та достатньою міцністю.

Таким чином, фізичні характеристики наповнювача (розмір та форма частинок NaCl) визначають структуру пористого литого алюмінію. Дрібні фракції формують рівномірно пористу, але менш міцну структуру, тоді як грубі чатсинки збільшують товщину перегородок і міцність, але знижують однорідність. Використання середніх за розміром фракцій забезпечує оптимальне поєднання рівномірності пористості та механічних властивостей.

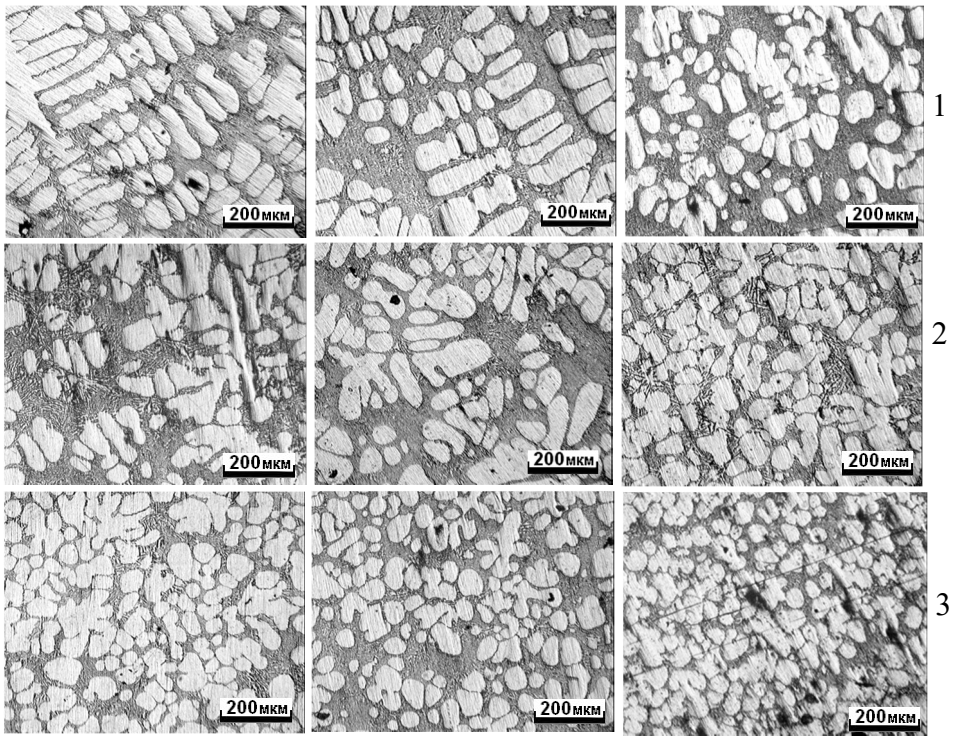
Бєлік В. І., Пригунова А. Г., Дука В. М.
(*ФТІМС НАН України, Київ*)

ЕФЕКТИВНІСТЬ ВПЛИВУ ЛІГАТУРИ ALTi5, ОТРИМАНОЇ ШВИДКІСНИМ ОХОЛОДЖЕННЯМ, НА ФОРМУВАННЯ ГЛОБУЛЯРНОЇ СТРУКТУРИ ЗАГОТОВОК ДЛЯ РЕОЛИТТЯ ЗІ СПЛАВУ АК7ч

E-mail: belikvi@ukr.net

Лігатури, що містять титан і бор, є ефективним засобом подрібнення зерна в алюмінії та деформованих сплавах на його основі. У роботі досліджено можливість заміни лігатури AlTi5B1 більш економічно привабливою лігатурою AlTi5 при отриманні заготовок для реоліття в умовах прямого термічного методу (DTM). Заготовку зі сплаву АК7ч відливали в сталевий циліндричний кокіль висотою 70 мм, з зовнішнім діаметром 30 мм і товщиною стінки 1,6 мм за температур заливки розплаву 750 °С, 700 °С, 660 °С, 630 °С, 620 °С. При використанні обох видів лігатур (AlTi5, AlTi5B1) масова частка титану в модифікованому сплаві складала 0,12-0,15 %. Лігатура AlTi5B1 мала вигляд прутка, лігатура AlTi5 – пластин товщиною від 2 мм до 4 мм, отриманих методом швидкісного охолодження ($V_{охол.} \approx 10^2$-10^3 °С/с). Як показали металографічні дослідження, висока швидкість

охолодження сприяла зменшенню розміру інтерметалідів у порівнянні зі звичайною чушковою лігатурою AlTi5 більш ніж у 10 разів. При цьому середній об'єм частинок інтерметалідів менший, ніж у прутках лігатури Al5Ti1B. Тому при однаковій масі введення їх до розплаву кількість зародкоутворюючих частинок, внесених лігатурою AlTi5, більша, а їх загальна поверхня порівняно з компактними частинками лігатури Al5Ti1B більша, завдяки чому вони стають більш ефективними центрами зародкоутворення. На рисунку представлена морфологія первинних кристалів алюмінію (α-фаза) на половині радіусу заготовок для реоліття. Встановлено, що в умовах експерименту повністю глобулярна (бе присутності розеток) структура отримана лише при застосуванні швидкоохолодженої лігатури AlTi5 (рис. 1 б, 1 в).



Модифікування: а – вихідний сплав; б – лігатура Al 5Ti1B; в – лігатура Al5Ti.

Температура заливання: 1 – 750 °С; 2 – 660 °С; 3 – 620 °С

Рис. 1. Мікроструктура на половині радіусу відливка зі сплаву АК7ч в залежності від температури та виду лігатури

Модифікування сплаву обома видами лігатур розширює технологічні межі DTM: збільшується розмір зони утворення глобулярної структури по перерізу відливки (край-середина-центр). Застосування лігатури AlTi5, отриманої методом швидкого охолодження, підвищує верхню температурну межу отримання глобулярної структури α-фази до 660 °С (рис. 1 в), тоді як при використанні лігатури Al5Ti1B гранична температура заливки нижча – 630 °С. Це підтверджує більш високу ефективність лігатури, отриманої методом швидкісного охолодження.

Використання методу швидкого охолодження при виробництві лігатури AlTi5 дозволяє замінити нею більш дорогу лігатуру AlTi5B1.

Білий Р. Ю.[1], Єфанов В. С.[1], Лаптєва Г. М.[2], Овчинников О. О.[1]
([1]*УДУНТ, м. Дніпро; [2]НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя*)

РОЗРОБКА ПРОМИСЛОВОЇ ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ СПЛАВУ Zr-Nb-Ti З НАСТУПНИМИ ДЕФОРМАЦІЙНОЮ ТА ТЕРМІЧНОЮ ОБРОБКАМИ

E–mail:lszoy88@gmail.com

Науково-дослідні роботи по технології отримання низькомодульних ZrNbTi сплавів в промислових об’ємах та умовах виконано з метою відпрацювання технологічних режимів для промислових умов отримання зливків сплаву на основі системи Zr-Nb-Ti методом електронно-променевої плавки (ЕПП).

Робота виконана в об’ємі визначення складу шихти, розробки технологічно регламенту та його відпрацювання на електронно–променевій установці. Для забезпечення роботі було виконано модернізацію електронно-променевої установці УЕ-208М оснащеної 3 електронно-променевими гарматами (рис. 1) [1].

Установка дозволяє отримувати зливки діаметром до 300 мм та довжиною 1700 мм. Встановлена електрична потужність установки 960 кВ*А. Робочий вакуум в камері плавки становить 6,6 *10^{-2} Па (~ 0,5*10^{-3} мм рт. ст.).

Виплавка зливків виконується в послідовності операцій:

1. Розрахунок шихти з урахуванням випарювання металу.

2. Підготовка (чищення камери плавки та плити гармат, чистка проміжної ємності та кристалізатора, чистка піддону, чистка від конденсату, пилу і залишків металу попередніх плавок променеводу електронних гармат) та налаштування обладнання (заміна катодів електронно–променевих гармат) й оснастки.

3. Виконання робіт підготовки вихідного матеріалу та формування заготовки загрузки у піч.

4. Виконання плавки.

5. Відбір проб для оперативного аналізу виплавленого зливка – хімічного та газового аналізу.

6. Відбір проб для механічних випробувань виплавленого зливка.



Рис. 1. Зовнішній вигляд модернізованої електронно-променевої установки УЕ-208

З шихти формувалась витратна заготовка, яка із заданою швидкістю подавалась у зону плавлення. Плавлення заготовки призводило до накопичення рідкого металу у проміжній ємності, а звідти, по мірі накопичення, рідкий метал зливався в кристалізатор – де формувався зливок необхідного діаметра.

Після формування злитку, хімічного аналізу та механічної обробки проводиться деформаційна та термічна обробки для форматування заготівки з підвищенням механічних властивостей.

Деформаційна обробка виконана с застосуванням термічної підготовки, виконана на автоматичному ковальному комплексі АКП-500 з гідравлічним пресом 5 МН, маніпулятором та двома нагрівальними печами з точним регулюванням температури.

Кування велося по схемі «квадрат–круг» – після кожного проходу прогрів металу в ковальній печі. Перший обжим: перехід з D106 на квадрат 91 (–15 мм). Подача торцева 30-50 мм. Повернення в ковальну піч. Другий обжим: перехід з квадрата 91 на квадрат 75 (–15 мм). Подача торцева 30 - 50 мм. Повернення в ковальну піч. Третій обжим: перехід з квадрата 75 на квадрат 60 (–15 мм). Подача торцева 30 – 50 мм. Повернення в ковальну піч. Четвертий обжим: перехід з квадрата 60 на D59 (–15 мм). Подача торцева 30-50 мм. Повернення в ковальну піч. Охолодження поковки виконується у повітрі (рис. 2). Отримано круг діаметром 58-60 мм.



а б

Рис. 2. Охолодження поковки у повітрі (а) та зовнішній вигляд поковок після охолодження (б)

Після ковки прутки прокатали та протягували до діаметру 6 мм.

Результати дослідження мікроструктури дозволили встановити, що мікростуктура подрібнювалась до розміру 30-60 мкм.

Із аналізу мікроструктури зроблено висновок, що мікроструктура змінюється з крупнозеренної 150-200 мкм первинних зерен до дрібної рівноосної з пластинчатою субмікроструктурою.

Механічні властивості пруткового матеріалу в порівнянні з титановим сплавом наведені в табл. 1.

Таблиця 1 – Порівняльна характеристика пруткової заготівки і застосовуваного титанового сплаву для дентальних імплантів

Склад	Механічні властивості				
	σ_B, МПа	$\sigma_{O,2}$, МПа	Е, ГПа	δ, %	ψ,%
Пруток Ø6мм	850…900	695…700	37,673	36	40...58
ВТ6 (ГОСТ 19807–91)	830...1254	–	115	10	44

З даних в табл. 1 можна зробити висновок, що пруткова заготівка зі сплаву на основі системи цирконій-титан-ніобій забезпечує модуль пружності Е = 37,673 ГПа, що в 3 рази нижче ніж у сплаву ВТ6, Е = 110-115 ГПа і наближається до значення модуля пружності людської кістки Е = 30 ГПа. Це дає підставу говорити про підвищення біосумісності. У той же час опір до навантажень відповідає аналогічному сплаву ВТ6, що підтверджує рівень механічних властивостей цирконієвих сплавів.

Література

1. Лабораторная электронно-лучевая установка УЭ-208М / Ахонин С.В., Пикулин А.Н., Березос В.А., Ковальчук Д.В., Тугай С.Б. // Современная электрометаллургия. – 2019. – №3. – С. 15 − 22.

http://dx.doi.org/10.15407/sem2019.03.03

Білий Р. Ю.[1], Єфанов В. С.[1], Лаптєва Г. М.[2], Овчинников О. О.[1]
(*[1]УДУНТ, м. Дніпро; [2]НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя*)

БІОСУМІСТНІ СПЛАВИ ДЛЯ МЕДИЧНИХ ІМПЛАНТАТІВ

E-mail: lszoy88@gmail.com

В останні десятиліття значна увага приділяється розробці та дослідженню нових матеріалів для медичної індустрії, особливо у галузі створення імплантатів. Сучасні імплантати вимагають використання матеріалів, які не тільки володіють високою біохімічною сумісністю та міцністю але і спеціальними функціональними властивостями, такими як пам'ять форми, низький модуль пружності та ін . Один з домінуючих критеріїв застосування металів медичного призначення – критерій приживаності в організмі людини імплантів, що виготовлені з таких металів.

На перший час велика увага приділялася промисловим титановим сплавам, типу Ti-6Al-4V , Ti-6Al-7Nb. Але доволі швидко проявилися негативні моменти – сплави на основі титану мають більшу жорсткість (модуль Юнга, 110-120 ГПа), перевищуючи значення жорсткості кістки (20-30 ГПа) [1]. Крім того, ці сплави вивільняють токсичні іони ванадію та алюмінію в організм людини, що призводить до довгострокових процесів відновлення життєвих функцій організму.

В даний час, дослідження в галузі створення металевих біоматеріалів сфокусовані на нових варіантах сплаву титану і цирконію, які позбавлені токсичних елементів та мають значно нижчий модуль пружності (40-80 ГПа). Сформульовані вимоги до заготовки зі сплаву Zr-Nb-Ti:

– хімічний склад:

Zr, ат.% 51 ± 1,5 (59,57 % мас.);

Ti, ат.% 31 ± 1,5 (19,02 % мас.);

Nb, ат.% 18 ± 1,5 (21,41 % мас.);

– механічні властивості:

$б_в$, МПа >700;

Е, ГПа нижче 57 (< 60 ГПа = 2*Е (де Е=30 ГПа - жорсткості людської кістки));

Для шихтування використані матеріали (рис. 1), характеристики яких наведені у табл. 1.



а б в

Рис. 1. Вигляд матеріалів шихтування: а – цирконій йодидний ТУ 95.46-82, прути; б –титан губчастий марки ТГ-90 ДСТУ 3079-95, брикети; в – ніобій НБШ-1 ГОСТ 16100-79, лист

Таблиця 1 – Хімічний склад шихтових матеріалів, що застосовувалися для отримання сплаву, % мас.

Марка	Основа	Масова частка, не більше							
		Ti	Fe	Si	Ni	C	Cl	N	O
ТГ-90 ДСТУ 3079-95	титан	-	0,04	0,01	0,03	0,01	0,07	0,01	0,03
НбШ 1 ГОСТ 16100-79	ніобій	0,04	0,08	0,01	-	0,05	-	0,04	0,03
цирконій йодидний ТУ 95.46-82	цирконій	0,003	0,003	0,004	0,008	0,004	-	0,001	0,04

Отримані в кристалізаторі зливки після завершення плавки, охолоджувалися в умовах вакууму в камері плавки. Вивантаження зливків проводилося після охолодження та розвакуумування (рис. 2).

Вміст легуючих елементів в зливках одержаних сплавів визначався методом індуктивно-зв'язаної плазми – застосовані засоби оптичної емісійної спектрометрії (ICP-OES) з використанням ICP-спектрометрі ICAP 6500 DUO (рис. 3).

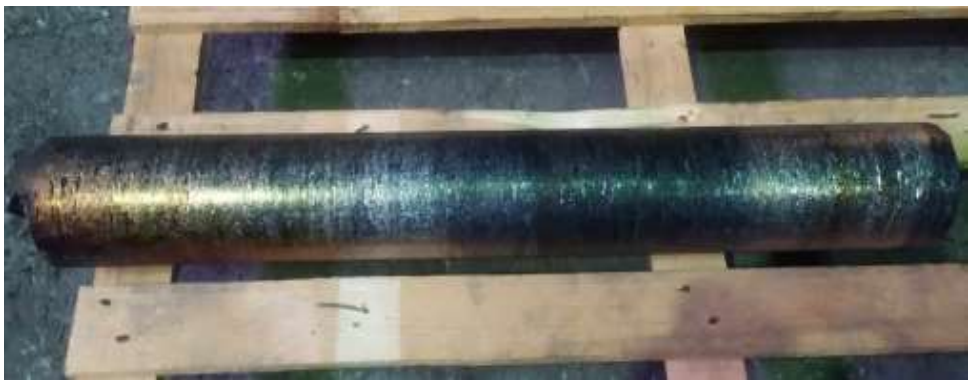


Рис. 2. Зливок Ø 110 мм (сплав 60Zr20Ti20Nb)



Рис. 3. Фото ICP-спектрометр ICAP 6500 DUO

Вміст елементів в зливках (табл. 2) визначався по результатам вимірювань декількох зразків (маса проби від 20 до 30 г) взятих уздовж всього перерізу в трьох місцях: верх зливка, середина зливка, центр зливка – з верхньої і нижньої частин зливка проби відбиралися на відстані 30-50 мм від його торців (для виключення впливу нестаціонарних режимів плавки с початку та при завершені процесу плавки).

Лабораторні досліди показують, що пруткова заготівка з дослідного β-Zr сплаву складу Zr-Nb-Ti має модуль пружності E = 28-29 ГПа, що в 4 рази нижче ніж у сплаву ВТ6 (E=110-115 ГПа) та близька до значення модуля пружності людської кістки (E = 30 ГПа) [1]. Це дає підставу говорити про підвищення біосумісності. У той же час, опір до навантажень відповідає аналогічному сплаву ВТ6, що підтверджує рівень механічних властивостей цирконієвих сплавів.

Таблиця 2 – Хімічний склад зливка ЕПП Ø 110 мм (сплав 60Zr20Ti20Nb)

№ зразка	Масова частка, %				
	Zr	Ti	Nb	O	Інші
1	57,5	19,6	22,4	0,053	<0,6
2	58,7	18,3	22,4	-	
3	60,7	18,2	20,9	-	
4	58,9	19,7	20,8	-	
Середнє значення	58,9	18,9	21,6	0,053	<0,6

Література

1. Пат. 102455 Україна, МПК (2013.01) A61L 27/00, A61F 2/02 (2006.01), C22C 16/00, B82B 3/00. Біосумісний сплав із низьким модулем пружності на основі системи цирконій-титан (варіанти) / Івасишин О.М., Скиба І.О., Карасевська О.П., Марковський П.Є.; заявник і патентовласник Інститут металофізики ім. Г.В. Курдюмова НАН України. – № a201115314, заявл. 26.12.2011; опубл. 10.07.2013, Бюл. №13. - 8 с.

Бірюкович Л. О., Соловйова Т. О.
(*КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ*)

ВИКЛИКИ ДИСТАНЦІЙНОГО ВИКЛАДАННЯ ДИСЦИПЛІН З КРИСТАЛОГРАФІЇ ТА ШЛЯХИ ЇХ ПОДОЛАННЯ

E-mail: linabiruk@ukr.net

У статті розглянуто основні виклики, що виникли у процесі організації дистанційного викладання дисциплін з кристалографії, серед яких виділяються: потреба в ефективній візуалізації кристалічних многогранників та кристалічних структур; створення інтерактивних завдань та адаптації методичного супроводу до онлайн-формату. Проаналізовано досвід впровадження доступного програмного забезпечення *JCrystal* та *CrysX–3D Viewer* для візуалізації кристалічних многогранників та ґраток, а також застосування середовища *Google Class Room* та його інструментів для організації навчального процесу. Окрему увагу приділено розробці завдань, як інструменту системного вивчення симетрії та формування

просторового мислення у здобувачів. Наведено приклади завдань лабораторних робіт у *Google Forms*, які дозволяють забезпечити індивідуалізацію навчання та об'єктивність оцінювання. Підкреслено потенціал цифрових ресурсів для підтримки якості викладання кристалографії у дистанційному форматі.

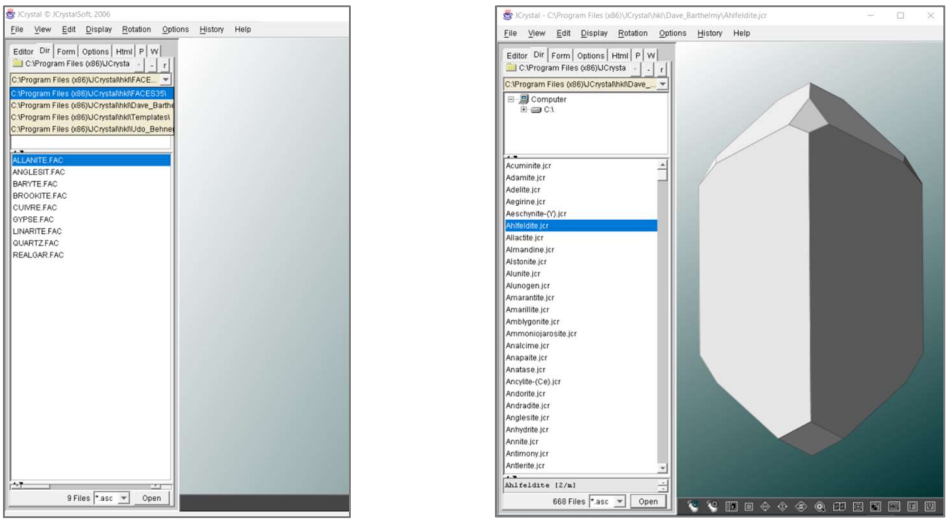
Розвиток людської цивілізації нерозривно пов'язаний із застосування та розробленням нових матеріалів. Першим важливим етапом у технічному розвитку став перехід від кам'яних знарядь праці до металевих, який докорінно змінив ефективність праці, дозволив виготовляти інструменти з більшим терміном служби та кращими властивостями. Цей етап можна вважати предтечею технічних революцій, бо заклав основу для складніших технологічних досягнень, змін у виробничих процесах, а також у розвитку торгівлі, соціальних структур та культури, у розвитку суспільства вцілому. Наразі людська цивілізація перебуває на порозі вже четвертої технічної революції, яка характеризується інтеграцією фізичних, цифрових та біологічних систем, що потребують для реалізації нових матеріалів з новими властивостями, новими характеристиками. Нові матеріали – невгамовна жага людської цивілізації. Безліч наук б'ються над розробкою теоретичних основ створення нових матеріалів. І невід'ємною частиною сучасного матеріалознавства є наука кристалографія – наука, що вивчає структуру кристалів, їх форму, симетрію та взаємодії на атомарному рівні [1], [2]. Знання кристалографії є важливим інструментом у розробці нових матеріалів, вони допомогли у створенні багатьох сучасних матеріалів, які стали основою для виробництва транзисторів, мікросхем, процесорів, лазерів, лінз, фільтрів, матеріалів для сонячних панелей, акумуляторів, паливних елементів тощо [1]. Тому освітніми програмами із підготовки здобувачів у галузі матеріалознавства як в Україні, так і за кордоном передбачено обов'язкове вивчення дисциплін з кристалографії.

Викладання дисциплін з кристалографії у дистанційному режимі, яке б забезпечило необхідний якісний рівень засвоєння матеріалу здобувачами, стикнулось із низкою викликів, без подолання яких цього досягти було б неможливо. Найбільшим викликом стала необхідність візуалізації кристалічних многогранників та кристалічних ґраток, так як програмне забезпечення, яке б могло

виконувати цю функцію, повинно бути, перш за все, доступним, безоплатним, по-друге, простим у використанні, як онлайн, так і застосоване на персональному комп'ютері. Пошук такого програмного забезпечення був тривалим, але необхідні програми знайшлись на теренах інтернету.

Для візуалізації кристалічних многогранників було застосовано програмне забезпечення *JCrystal* [3], яке дуже легко встановлюється на персональний комп'ютер, займаючи обмаль місця.

Ця програма має чотири каталоги (рис.1 а), які налічують сотні тривимірних моделей мінералів, що не тільки демонструє їх природне різноманіття, а й дозволяє здобувачам побачити як абстрактні поняття кристалографії – симетрія, елементи симетрії, кристалографічні системи координат, прості форми тощо – реалізуються на прикладі природних кристалічних многогранників. Використання моделей природних мінералів стає не просто «ілюстрацією», а важливим інструментом формування глибоких знань, практичних навичок і наукового мислення. Окрім того, наявність великої кількості моделей дозволило створювати завдання, корегуючи їх складність, і таким чином, врахувати індивідуальну підготовку здобувачів та унеможливити їх недоброчинну поведінку щодо виконання завдань.



а б

Рис. 1. Зображення інтерфейсу програми *JCrystal*, які ілюструють каталоги моделей мінералів (а), перелік моделей мінералів та їх зовнішній вигляд (б)

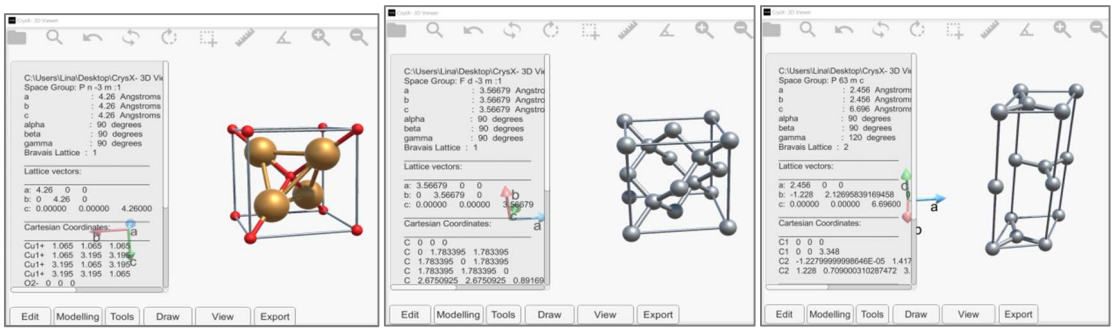
Ще одним корисним функціоналом цієї програми є можливість нумерувати грані кристалічних многогранників (рис. 1 б), що відіграло ключову роль у складанні завдань до лабораторної роботи щодо індексування граней. Однак, все одно, такі завдання потребували докладної інструкції, щодо їх виконання.

Для візуалізації кристалічних ґраток було використано програмне забезпечення CrysX–3D Viewer [4]. Ця програма також може стати у нагоді дослідникам, оскільки вона полегшує створення ілюстрацій та рисунків для дослідницьких робіт, дисертацій, рефератів. Розробники програми анонсують, що дослідники можуть без зусиль візуалізувати площини ґратки, зображувати вектори для представлення електричних або магнітних полів та моделювати різні структури, включаючи суперкомірки, моношари (тонкі плівки/квантові ями) та квантові точки. Крім того, програма надає можливість маніпулювати структурами, наприклад, створюючи вакансії або вводячи домішки [4]. У програмі CrysX–3D Viewer є тривимірні візуалізації кристалічних ґраток основних структурних типів металів, таких сполук, як NaCl, CaF_2, Cu_2O (рис. 2 а), алмазу (рис. 2 б), графіту (рис.2 в) тощо, які були використані як для викладання розділу структурної кристалографії, так і для створення завдань до лабораторних робіт з цього розділу.

Наступним викликом стало створення самих завдань для лабораторних робіт [5], [6]. Початково завдання для аналітичного опису кристалічних многогранників виглядали як набір знімків екрану із зображенням моделей з того, чи іншого каталога програми *JCrystal*. Здобувачі виконували завдання від руки, робили фото роботи, які вставляли у документ *MS Word* і завантажували виконане завдання для перевірки до групи у месенджері, яка була створена викладачем на початку семестру. Перевірка таким чином виконаних завдань ускладнювалась і подовжувалась через нерозбірливість почерку здобувачів, використання різної якості гаджетів для створення фото та уміння здобувачів їх робити і, як наслідок, фото поганої якості.

А, отже, природним чином постало питання щодо створення завдань у іншому форматі, який зробив би можливим дистанційне навчання із мінімальним залученням викладачів до перевірки завдань і, у перспективі, створити курс для самостійного вивчення. Таку можливість надають сервіси *Google*, а саме *Google Class Room* на

корпоративному акаунті КПІ ім. Ігоря Сікорського, який спеціально призначений для навчального процесу, що передбачає низку переваг [6], [7].



а б в

Рис. 2. Зображення інтерфейсу програми CrysX–3D Viewer із кристалічними ґратками Cu_2O (а), алмазу (б) та графіту (в)

Google Class Room є зручним середовищем, де можна розмістити не тільки завдання для лабораторних робіт, а й методичні матеріали, презентації та відео лекцій, міні тести для контролю готовності здобувачів до лабораторних робіт, завдання для модульної контрольної роботи, для домашньої контрольної роботи, для залікової контрольної роботи.

Завдання для переважної більшості лабораторних робіт були сворені із використанням *Google Forms*. На початку завдання зазначались особливості надання відповіду у *Google Forms* (рис. 3).

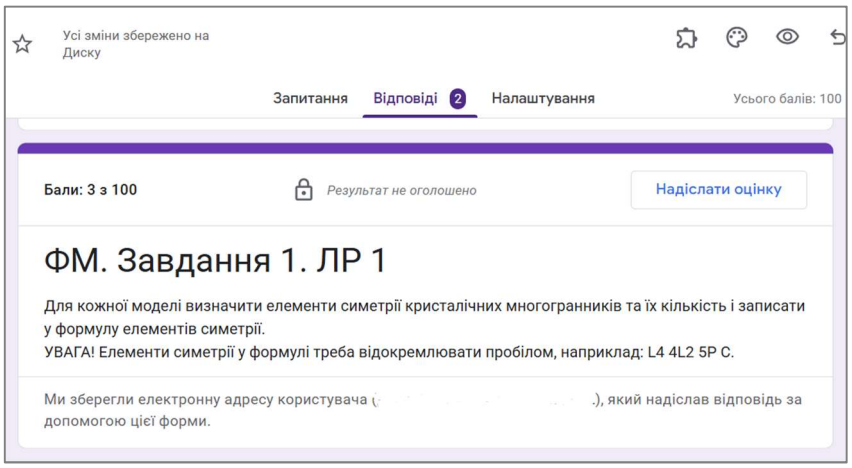
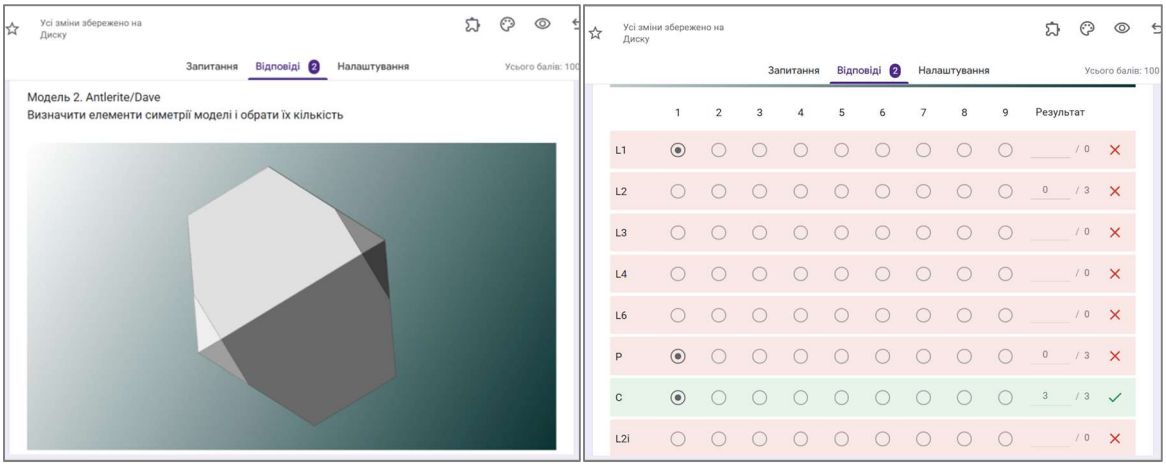


Рис. 3. Зображення *Google Forms* завдання до лабораторної роботи із умовою заповнення форми

Кожне завдання налічує 7 моделей, по одній моделі з кожної сингонії. Це дозволяє здобувачам зрозуміти, що саме визначає сингонію – симетрія, осі, кути. Виокремлюючи ключові ознаки кожної сингонії, здобувачі можуть бачити та порівнювати відмінності між ними, розуміти логіку переходу від низько симетричних до високо симетричних форм. Такий порівняльний аналіз є важливим інструментом навчання, який формує у здобувачів системне мислення [8], [9].

Для кожної лабораторної роботи було розроблено уніфіковану форму не залежну від симетрії кристалічного многогранника. Так, наприклад, у лабораторній роботі щодо визначення елементів симетрії, завдання для кожної моделі складалось із двох частин: у першій частині завдання пропонувалось визначити елементи симетрії та їх кількість; у другій частині – записати формулу елементів симетрії із урахуванням правил запису.



а б

Рис. 4. Зображення у *Google Forms* моделі кристалічного многогранника (а) і таблиці із зазначенням елементів симетрії та їх кількості (б) у завданні до лабораторної роботи щодо визначення елементів симетрії кристалічних многогранників

Перша частина завдання складалась із зображення моделі кристала, її назви і назви каталога, де вона розміщена у програмі *JCrystal* (рис. 4 а), та таблиці, в якій у вертикальному рядку зазначені усі можливі елементи симетрії, а у горизонтальному – їх кількість від 1 до 9 (рис. 4 б).

У другій частині завдання здобувачу треба записати формулу визначених елементів симетрії дотримуючись правил її запису (рис. 5).

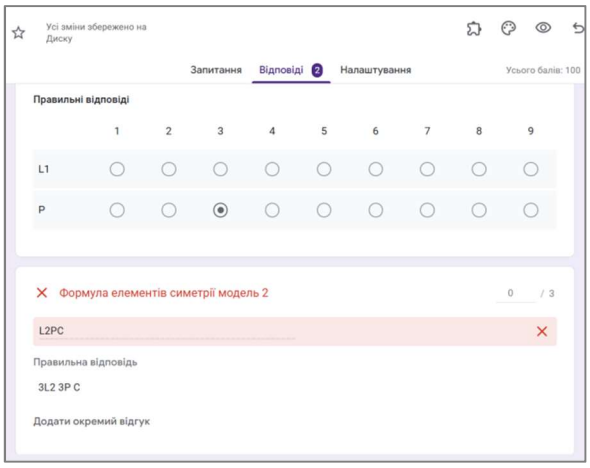
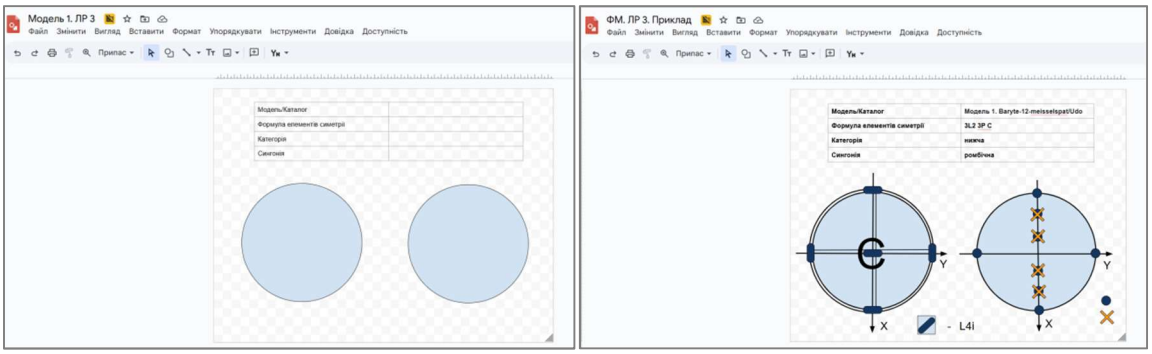


Рис. 5. Зображення другої частини завдання до лабораторної роботи щодо визначення елементів симетрії кристалічних многогранників

Для лабораторних робіт щодо кристалографічних проєкцій, стереографічних та гномостереографічних, у створенні завдання було використано інструмент *Google Class Room* «Малюнки», який дозволяє зробити копію розробленої стандартної форми (рис. 6 а) для кожного студента. Це дозволило не тільки кожному здобувачу автономно працювати над своїми завданнями (рис. 6 б), а й викладачам перевіряти виконання завдань безпосередньо онлайн.

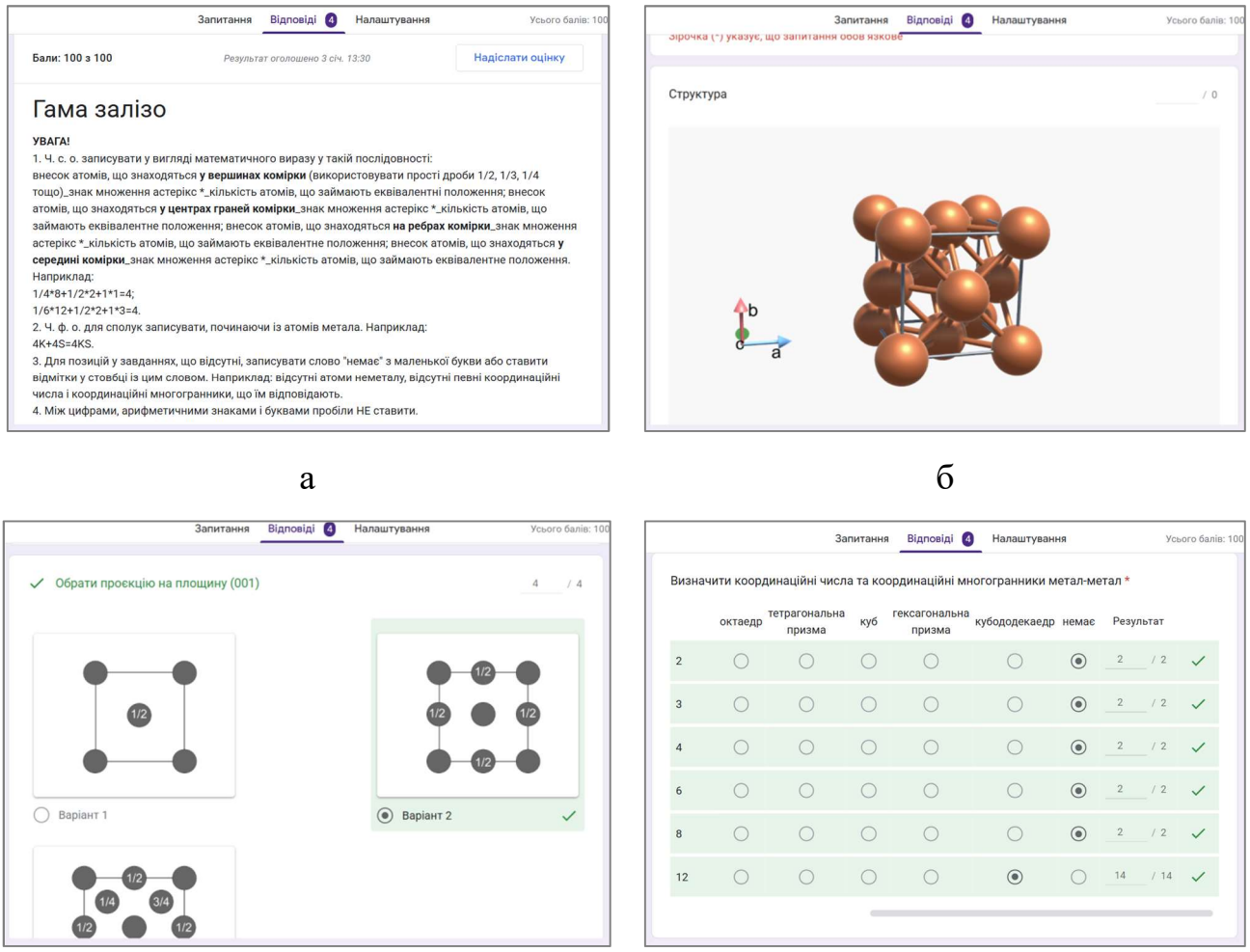


а б

Рис. 6. Зображення стандартної форми (*а*) та приклад виконання завдання (*б*) побудови стереографічної та гномостереографічної проєкцій кристалічного многогранника

Завдання зі стуктурної кристалографії також розроблені у *Google Forms*, але для кожного структурного типу окремо, що дозволило призначати здобувачам завдання в залежності від складності будови кристалічної структури.

Приклад завдання для аналітичного опису кристалічної структури γ-Fe наведено на рис. 7.



а б

в г

Рис. 7. Зображення умови заповнення форми (а), тривимірна модель елементарної комірки кристалічної структури (б), проєкції елементарної комірки на площину (001) (в) та таблиця для визначення координаційних чисел і координаційних многогранників (г) для γ-Fe

У 2024 році курс «Кристалографія, кристалохімія та мінералогія» у *Google Class Room* пройшов процедуру сертифікації у КПІ ім. Ігоря Сікорського і

був визнаний як дистанційний курс, що розміщений на платформі дистанційного навчання «Сікорський».

Аналіз викликів дистанційного викладання дисциплін з кристалографії засвідчив необхідність як технологічної, так і методичної трансформації навчального процесу.

Створені з використання спеціалізованого програмного забезпечення (*JCrystal*, *CrysX–3D Viewer*) сучасні інтерактивні навчальні завдання, що адаптовані до дистанційного формату, сприють розвитку просторового та системного мислення, формуванню стійких знань про зовнішню та внутрішню будову кристалів. Разом із використанням інструментів та можливостей середовища *Google Class Room* викладання дисциплін з кристалографії у дистанційному режимі не поступається очному навчанню за ефективністю. Результати впровадження таких завдань підтверджують їхню дидактичну цінність та доцільність подальшого використання в освітньому процесі. Таким чином, навіть складні, візуально й теоретично насичені теми кристалографії можуть успішно опановуватись здобувачами за умов грамотно вибудуваного цифрового навчального середовища.

Література

1. Гапоненко А. І. Кристалографія [Текст]: підручник / А. І. Гапоненко, В. С. Лещинський. – Київ: Вища школа, 2009. – 382 с.

2. Бірюкович Л. О. Кристалографія, кристалохімія та мінералогія [Електронний ресурс]: підручник для студ. спеціальності 132 Матеріалознавство / Л. О. Бірюкович; КПІ ім. Ігоря Сікорського. – Електронні текстові дані (1 файл: 3.35 Кбайт) – Київ: КПІ ім. Ігоря Сікорського, 2018. – 234 с. – Режим доступу: https://ela.kpi.ua/server/api/core/bitstreams/94c2992a-a768-4ef6-a122-28441f2e85d5/content. – Дата звертання: 08.07.2025.

3. JCrystal [Electronic Resource] / JCrystalSoft: Sotware for Crystallography and more. – 2023. – Mode of access: http://jcrystal.com/. – Data of access: 07.07.2025.

4. CrysX–3D Viewer [Electronic Resource] / Bragitoff.com: read-learn-brag. – 2025. – Mode of access: https://www.bragitoff.com/crysx-3d-viewer. – Data of access: 07.07.2025.

5. Семеріков С. О. Теоретичні і методичні основи цифрової трансформації природничо-математичної освіти [Текст]: монографія / С. О. Семеріков, Ю. В. Триус, М. П. Шишкіна; за ред. С. О. Семерікова. – Умань: Візаві, 2021. – 320 с.

6. Кухаренко В. М. Google Classroom як платформа змішаного навчання [Текст]: навч. посіб. / В. М. Кухаренко, А. І. Сухіх, М. В. Ординець. – Харків : НТУ «ХПІ», 2020. – 110 с.

7. Морзе Н. В. Цифрові інструменти для викладання природничих дисциплін у вищій школі [Текст]: навч. посіб. / Н. В. Морзе, В. В. Вембер. – Київ: Університет менеджменту освіти, 2021. – 132 с.

8. Giannini C. Crystallography education in the digital age [Текст] / C. Giannini // Journal of Applied Crystallography. – 2015. – Vol. 48. – P. 1964–1975.

9. Blake R. L. Teaching crystallography in the 21st century [Текст] / R. L. Blake // Journal of Chemical Education. – 2005. – Vol. 82, № 1. – P. 10–15.

Бурмак А. П., Волошко С. М., Вислий О. А.
(*КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ*)

МІКРОТВЕРДІСТЬ ФАЗОВИХ СКЛАДОВИХ СПЛАВУ Ti-6Al-4V, ВИГОТОВЛЕНОГО СЕЛЕКТИВНИМ ЛАЗЕРНИМ ПЛАВЛЕННЯМ

E-mail: abyrmak@gmail.com

Досліджено мікроструктуру та мікротвердість сплаву Ti-6Al-4V, одержаного селективним лазерним плавленням (Selective laser melting – SLM). Використовувався волоконний ітербієвий лазер з повітряним охолодженням і номінальною потужністю 200 Вт, діаметром лазерного променю ~45 мкм і довжиною хвилі 1070 ± 2 нм, швидкість сканування становила 500 мм/с, товщина шару – 25 мкм і відстань штрихування – 150 мкм. Синтезована мікроструктура з періодичних масштабно-градієнтних шарів є результатом циклічної термічної історії, яку зазнає SLM-сплав Ti-6Al-4V. Проаналізовано залежність його

мікротвердості від навантаження, орієнтації поверхні (за напрямками вирощування і сканування) та фазового складу. Підтверджено, що величина мікротвердості для α-фази перевищує цю величину для β-фази. Проведене порівняння з літературними даними.

Традиційні технології виробництва зазвичай обмежені тривалими термінами виробництва, низькою ефективністю використання матеріалів та труднощами виготовлення складних конструкцій [1]. Навпаки, адитивне виробництво (АВ) пропонує високоефективну альтернативу традиційним методам. Пошаровий підхід до нанесення матеріалу 3D-друком забезпечує виняткову геометричну універсальність, полегшуючи виробництво складних конструкційних деталей та одночасно значно підвищуючи ефективність використання матеріалу [2]. Крім того, АВ зазвичай демонструє більшу екологічну стійкість, ніж традиційні методи з меншим впливом на навколишнє середовище, меншою кількістю викидів та зниженням енерговитрат [3].

В останні кілька десятиліть значні зусилля досліджень і розробок спрямовані на адитивне виробництво деталей та виробів зі сплаву Ti–6Al–4V [4]. Чудове співвідношення міцності до ваги, висока біосумісність, низький модуль пружності та виняткова стійкість до корозії цього сплаву добре відомі. Вони є визначальними факторами, що сприяють його широкому використанню в аерокосмічній промисловості, а також автомобільній, біомедичній, енергетичній та хімічній промисловості для виготовлення, наприклад, газових турбін, комплектуючих реактивних двигунів та інших компонентів різноманітних пристроїв. Крім того, цей сплав надзвичайно затребуваний у морській авіації, оскільки поєднує високу корозійну стійкість із високою питомою міцністю.

Однак традиційне механічне оброблення виробів зі стопу Ti–6Al–4V є дуже тривалим і занадто дорогим через значні витрати енергії, матеріалу (здебільшого у вигляді металевої стружки, яку знімають із заготовки під час обробки) та часу. Останні практичні результати численних досліджень по-казали, що сучасні методи АВ здатні усунути ці недоліки. А прямим результатом якості таких металевих виробів є їхні високі, у порівнянні з виробами такої самої конфігурації, отриманими

за традиційними технологіями, механічні характеристики. Утім, у залежності від методів і параметрів, а також стратегії 3D-друку спостерігається суттєва різниця механізмів та кінетики формування мікроструктури і відповідно механічних властивостей стопу Ti–6Al–4V. Тому в останні роки, велика увага приділяється визначенню локальних механічних характеристик металевих зразків, виготовлених, зокрема, селективним лазерним плавленням.

Ефективним способом вивчення неоднорідності механічних властивостей за товщиною 3D-надрукованих блоків у різних напрямках, є вимірювання твердості або мікротвердості за Вікерсом. Такі вимірювання дають змогу встановити фізико-хімічні закономірності впливу режимів АВ, розмірів 3D-зразків, а також їх мікроструктури на механічні властивості [5]. Даний метод є швидким і неруйнівним випробуванням властивостей поверхні матеріалу, що найчастіше застосовується у виробничій сфері оскільки надає уявлення щодо цілого комплексу механічних властивостей металу (межі плинності, межі міцності, пластичності, модулю Юнґа).

Мікротвердість за Вікерсом добре корелює з мікроструктурними особливостями адитивно виготовленого титанового сплаву Ti-6Al-4V і підпорядковується співвідношенню Холла-Петча [6]. Багато досліджень присвячено виявленню причин неоднорідності значень мікротвердості SLM-сплавів Ti-6Al-4V, яка залежить від ступеню термічного впливу, що зазнає конкретний шар [7]. Наприклад, велика площа поперечного перерізу призведе до більш високої термічної дії порівняно з меншою площею поперечного перерізу, що зумовить формування різних кінцевих мікроструктур та мікротвердість, значення якої може розрізнятися до 27 % на різних поверхнях SLM-зразка [8].

Мікротвердість SLM-сплаву Ti-6Al-4V збільшується зі збільшенням потужності лазера та швидкості сканування [7]. Однак твердість значніше зростає із збільшенням потужності лазера порівняно зі швидкістю сканування. Збільшення потужності лазера зумовлює меншу пористість та більш однорідну мікроструктуру, а також зміну мартенситної морфології.

У [9] протестовано твердість зразків для різних наборів параметрів друку і показано, що твердість змінюється менше ніж на 10 % (332–339 $HV_{0,2}$). Надруковані зразки з однаковою потужністю лазера та вищою швидкістю сканування мають подібну або навіть трохи вищу мікротвердість, ніж зразки, надруковані з меншою швидкістю сканування. Також, як і в [7] зазначається, що зі збільшенням потужності лазера різниця в твердості стає більш очевидною. На думку авторів [9], це можна пояснити вищою швидкістю охолодження під час друку з вищою швидкістю сканування та/або з меншою потужністю лазера.

Згідно [10], у верхній та центральній областях надрукованих SLM-зразків Ti-6Al-4V спостерігається градієнт мікротвердості – значення $HV_{0.1}$ поблизу верхньої області складають 392±14 і зменшуються в нижній області до 332±7.

Зазначені ефекти є результатом складної циклічної термічної історії, що складається з направленого відведення тепла, багаторазового плавлення та надшвидкого твердіння матеріалу під час SLM. Через складні процеси фазових перетворень важко точно передбачити фазовий склад титанових сплавів (для α+β-сплаву Ti-6Al-4V повідомляється про 3 фази, тобто α-фазу, β-фазу та α`-мартенситну фазу), який є важливим джерелом мікроструктурної неоднорідності і як така неоднорідність вплине на мікротвердість. При цьому мікротвердість фазових складових SLM-сплаву Ti-6Al-4V детально не вивчалась.

Метою даної роботи є дослідження впливу навантаження на мікротвердість сплаву Ti-6Al-4V, виготовленого селективним лазерним плавленням порошку, а також анізотропії мікротвердості його фазових складових за напрямками вирощування та сканування.

Зразки сплаву Ti-6Al-4V густиною 4,42 г/см^3 (у вигляді паралелепіпеду з розмірами 20×10×5 мм, рис. 1) отримані за технологією SLM з сферичного порошку (розмір частинок від 15 до 53 мкм) на обладнанні ТОВ «Адитивні лазерні технології України», технічні характеристики якого наведені в [4].

Використовувався волоконний ітербієвий лазер з повітряним охолодженням і номінальною потужністю 200 Вт, діаметром лазерного променю ~45 мкм і довжиною хвилі 1070 ± 2 нм, розміром робочого поля 150×150×180 мм. Параметри

виготовлення зразків: швидкість сканування – 500 мм/с, товщина шару 25 мкм і відстань штрихування 150 мкм. Для запобігання окисненню виготовлення зразків проводилось в інертному середовищі Ar.

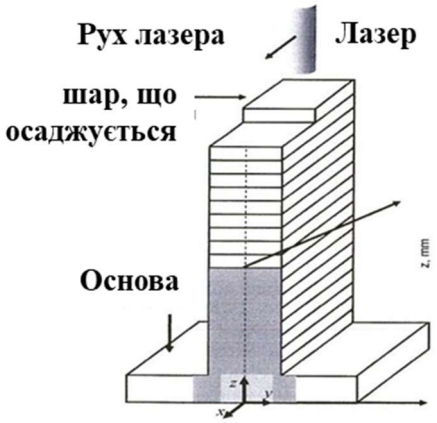


Рис. 1. Схема 3-D друку за технологією SLM [11]

Для контролю хімічного складу (рис. 2) використано рентгенофлуоресцентний експрес-аналізатор хімічного складу Expert 3L. Мікротвердість поверхні вимірювалась за методом Віккерса з використанням приладу LHVS-1000Z із навантаженням від 10 г до 100 г.

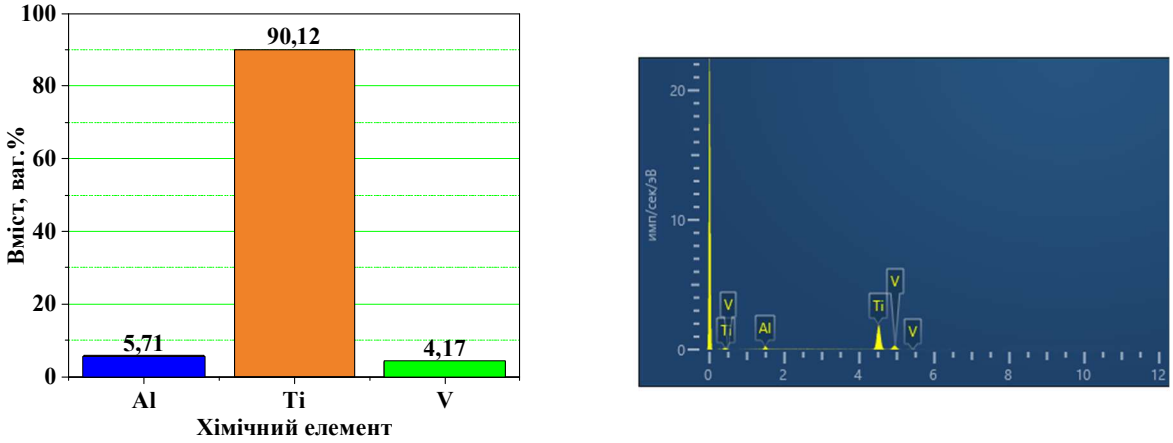


Рис. 2. Хімічний склад сплаву Ti-6Al-4V та відповідний спектр

Дослідження мікроструктури проведено за допомогою металографічного тринокулярного мікроскопу iScope IS.1053-PLMi. Для цього поліровані зразки

проявляли в травнику Кролла – 2 % HNO_3 і 2 % HF у воді. Використано також скануючий електронний мікроскоп TESCAN Vega3 SBH SEM з енергодисперсійним (ЕДС) аналізатором. В режимі зйомки поверхні зразків прискорююча напруга становила 10-20 кВ. Роздільна здатність отриманих зображень досягала 100 нм, а точність визначення хімічного складу залежно від концентрації елементу в сплаві була не гіршою за 0,02 мас.%.

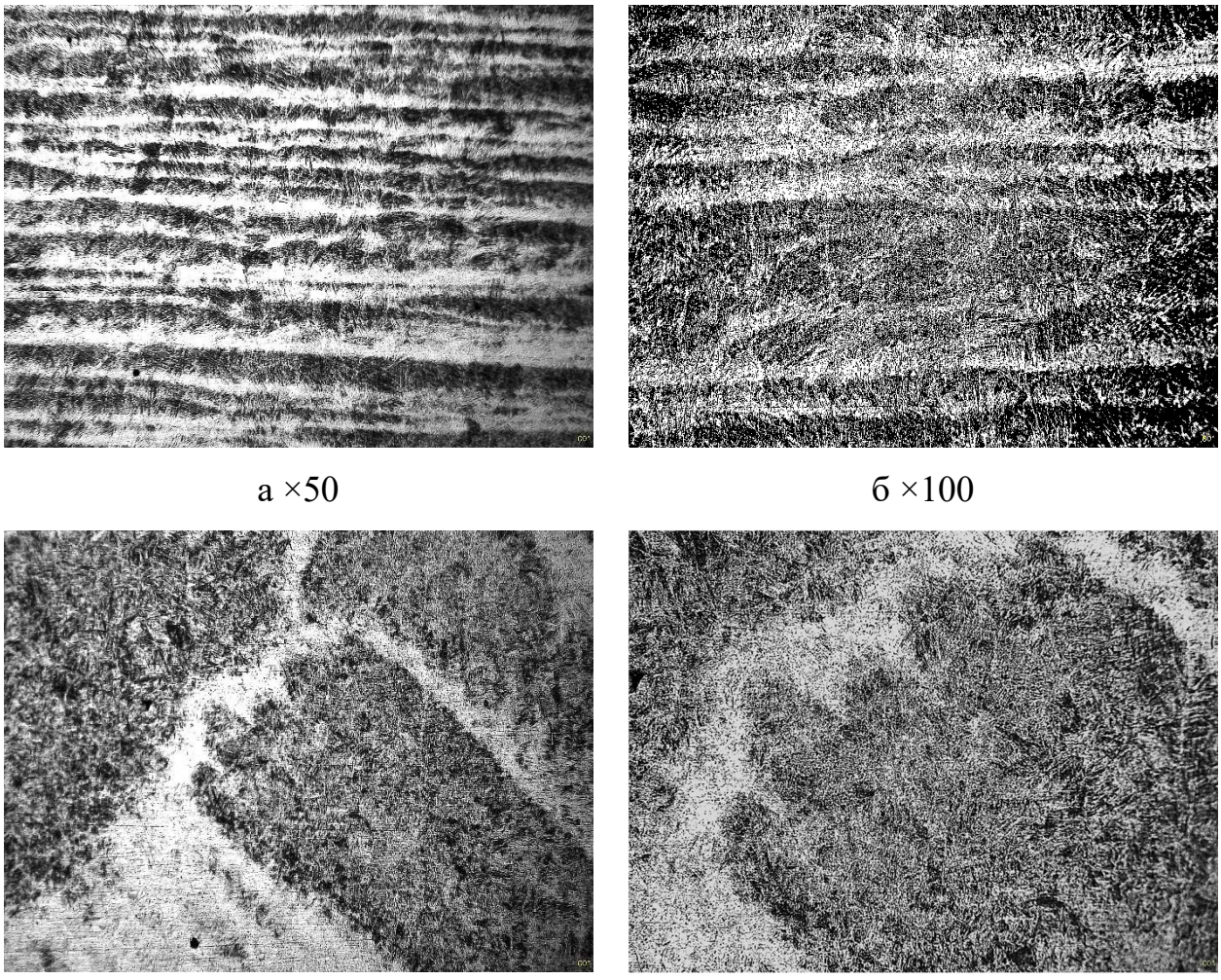
Для рентгенівських досліджень використано дифрактометр Rigaku Ultima IV (випромінювання $\lambda_{K\alpha}$-Cu). Умови проведення досліджень: інтервал кутів 2Θ = 20–120°, крок реєстрації – 0,04°, час витримки в точці – 2 с; тривалість реєстрації дифрактограми одного зразка – 90 хв.

Мікроструктура досліджуваного зразка SLM-сплаву Ti-6Al-4V суттєво відрізняється для різних граней зразка (рис. 1) – верхньої *xy* (напрямок вирощування) та бічної *yz* (напрямок сканування). На бічній грані спостерігається смугаста структура з α/α'-фаз (темна) та β-фази (світла) (рис. 3). Така смугастість шарів притаманна металевим SLM-матеріалам, і є, як зазначалося вище, результатом циклічної термічної історії, яку зазнає зразок. Градієнт ширини окремої смуги також зумовлений тепловими ефектами, зокрема максимальною температурою нагрівання і швидкістю охолодження від цієї температури в залежності від розташування смуги – у нижній, середній чи верхній частині кожного шару, а також відстані цього шару від підкладинки [12]. На верхній грані *xy* зразка спостерігаються доріжки лазерного плавлення уздовж напрямку сканування.

Таким чином мікроструктура SLM-сплаву Ti-6Al-4V складається з періодичних масштабно-градієнтних шарів. Смуги в цих шарах мають морфологію α-колоній Widmanstätten із середнім розміром структурних елементів близько 0,2-2,0 мкм, тоді як номінальна мікроструктура між смугами демонструє морфологію кошикового переплетення (рис. 4) із взаємним проростанням фаз одна в одну.

Фактори, що впливають на анізотропію та неоднорідність мікроструктури, включають: морфологію зерен, кристалографічну текстуру, фазові перетворення, неоднорідну рекристалізацію, смугастість шарів і мікроструктурне огрубіння [12]. Крім того, дефекти (пори, шорсткі поверхні, відсутність сплавлення шарів) також індукують анізотропні та гетерогенні властивості адитивно виготовлених металевих виробів.

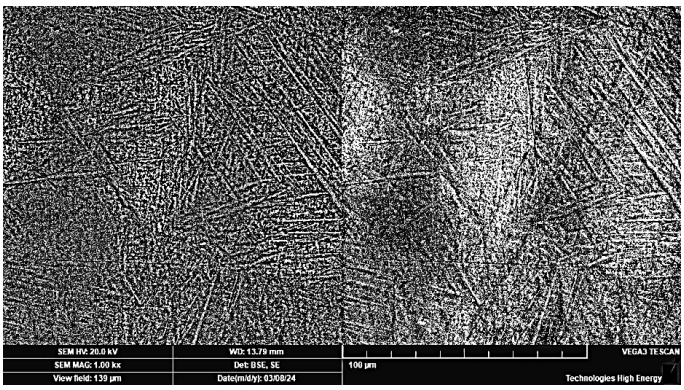
Кількість β-складової відрізняється для різних площин зразка і є більшою на бічній площині порівняно з верхньою.



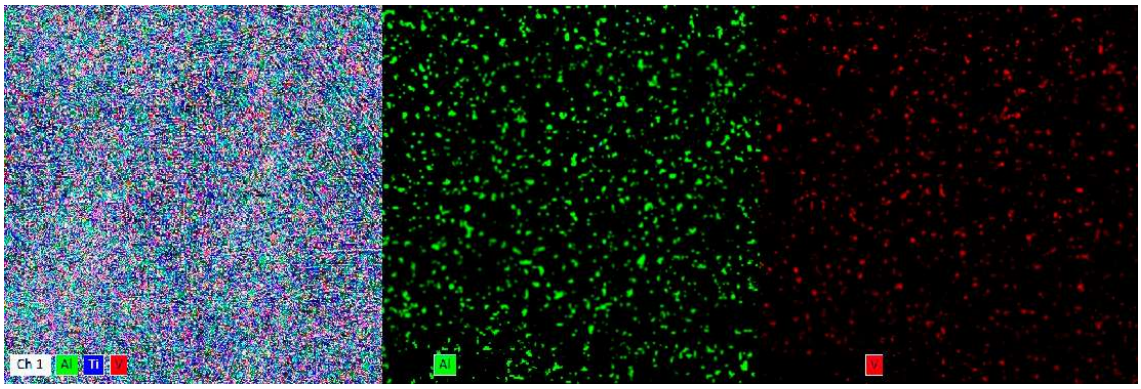
а ×50 б ×100

в ×50 г ×100

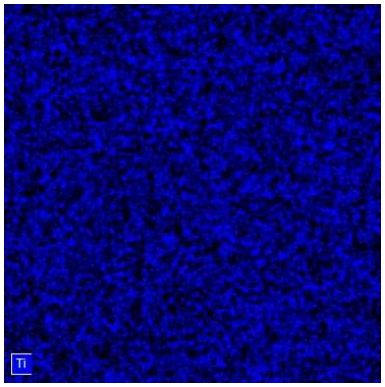
Рис. 3. Мікроструктура бічної площини *yz* (а, б) та верхньої площини *xy* (в, г) SLM-зразка Ti-6Al-4V (збільшення від ×50 до ×100 крат)

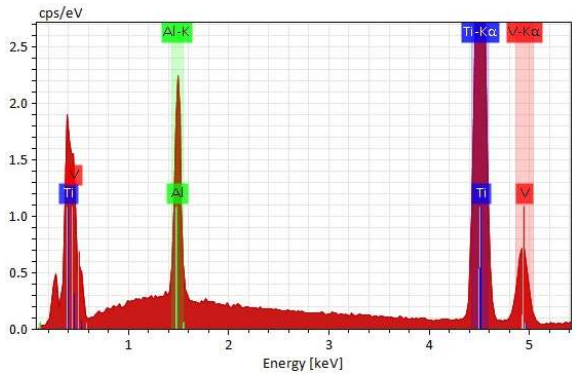


а



б





в

Map

Element	At. No.	Netto	Mass [%]	Mass Norm. [%]	Atom [%]	abs. error [%] (1 sigma)	rel. error [%] (1 sigma)
Al	13	15499	6.20	6.17	10.47	0.31	5.07
Ti	22	57200	89.98	89.44	85.58	3.15	3.50
V	23	2072	4.42	4.39	3.95	0.35	7.86
		Sum	**100.60**	**100.00**	**100.00**		

г

Рис. 4. Мікроструктура SLM-зразка Ti-6Al-4V (а) та хімічний склад (б, в, г)

Мапи розподілу хімічного складу у вигляді кольорового відображення різних елементів зразка Ti-6Al-4V, показані на рис. 4. На основі ЕДС аналізу шляхом багаторазового точкового та площинного сканування підтверджено наявність $90 \pm 1{,}7$ мас.% титану, $5{,}8 \pm 0{,}5$ мас.% алюмінію та $4{,}2 \pm 0{,}3$ мас.% ванадію, що узгоджується із результатами, представленими на рис. 2.

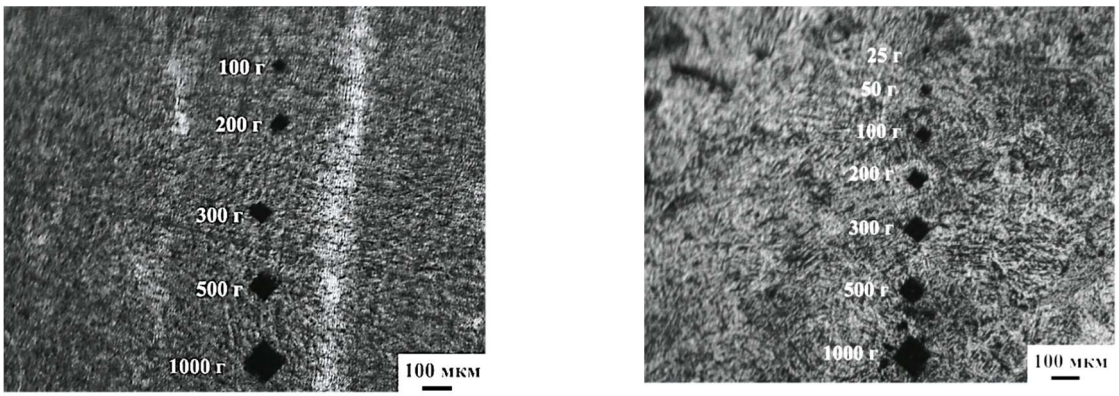
Ніяких слідів будь-якого забруднення не спостерігається, що підтверджує чистоту зразків. Крім того, не виявлено слідів окиснення оскільки зразки друкувалися в атмосфері аргону.

Для визначення мікротвердості сплаву Ti-6Al-4V у різних площинах – *yz* та *xy* – та оцінки «розмірного ефекту» відбитка [13] виконано попередню оцінку оптимального рівня навантаження на алмазний індентор в інтервалі 10-1000 г (рис. 5). Мікротвердість із збільшенням навантаження на індентор до 100 г зростає і надалі практично не змінюється до 500 г, із подальшим збільшенням навантаження до 1000 г починає поступово зменшуватись. Наявність розмірного ефекту діагоналі відбитку індентора пояснюється авторами [13] різною динамікою кількості дислокаційних петель в деформаційному об'ємі матеріалу під областю контакту з пірамідальним індентором. Слід зважати і на можливий перерозподіл елементів в області такого контакту за механізмом висхідної дифузії в полі напружень [14]. Як відомо, Al стабілізує α-фазу і збільшує її мікротвердість, а V є β-стабілізатором, але в сплаві Ti-6Al-4V його концентрація недостатня для значного розм'якшення β-фази.

Характер отриманої залежності мікротвердості від навантаження добре узгоджується із результатами для сплаву Ti–6Al–4V, виготовленого 3D-друком на основі електронно-променевого топлення дроту [5]. На підставі одержаних даних зроблено висновок, що навантаження 100 г є найбільш прийнятним для вимірювання значень мікротвердості α- та β-фаз (рис. 5).

Рис. 5. Залежність мікротвердості від навантаження на індентор

Приклади відбитків індентору для різних значень навантаження і різних площин зразка наведено на рис. 6.

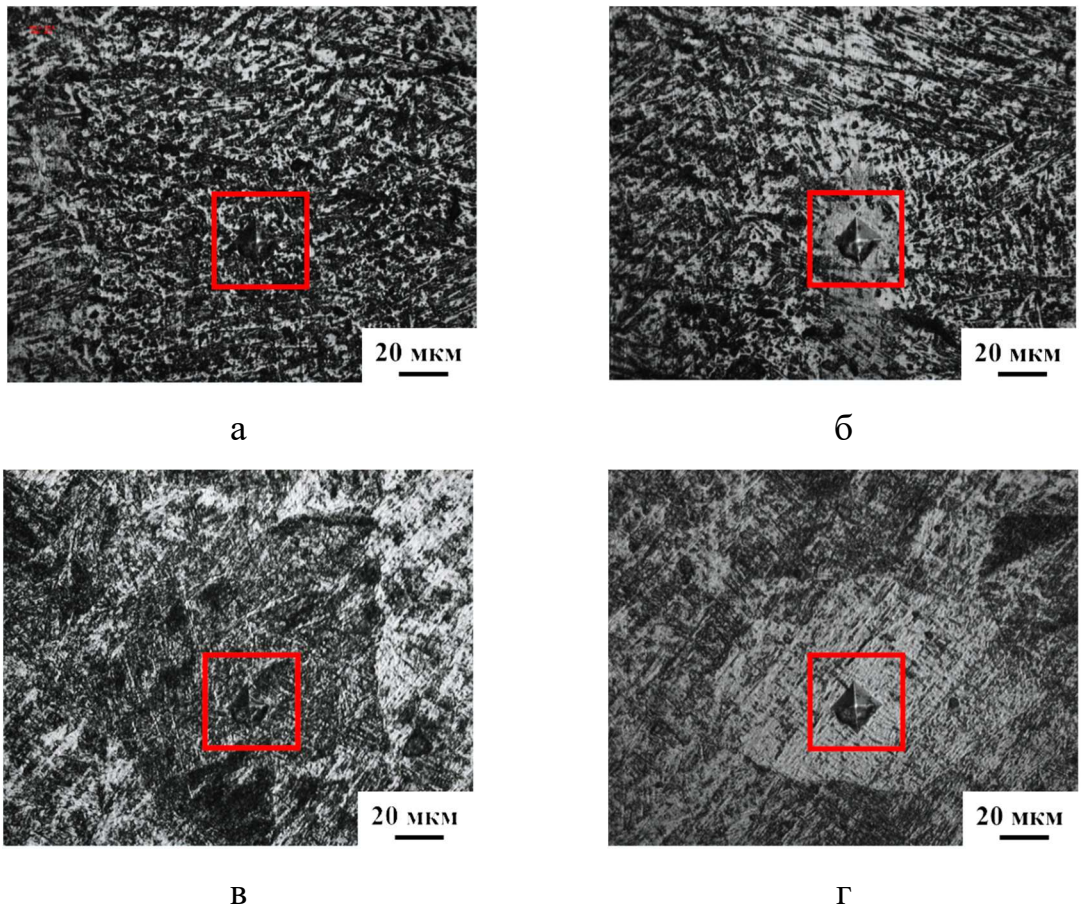


а б

а – бічна площина *yz*, б – верхня площина *xy*

Рис. 6. Зображення відбитків індентора для різних значень навантаження

Зображення відбитків індентору для α- та β-фаз сплаву Ti-6Al-4V для різних площин наведено на рис. 7.



а, в – α -фаза та б, г – β-фаза (навантаження 100 г)

Рис. 7. Зображення відбитків індентора в площині *yz* (а, б) та *xy* (в, г)

Отримані значення мікротвердості 3*D*-друкованого матеріалу представлені в табл. 1 і задовільно узгоджуються з тими, що наводяться іншими авторами для SLM-сплавів Ti-6Al-4V [15, 16].

Таблиця 1 – Мікротвердість фазових складових SLM-сплаву

Площина	*yz* (бічна)		*xy* (верхня)	
Фазова складова	α-фаза	β-фаза	α-фаза	β-фаза
HV_{100}, ГПа	4,01	3,80	4,40	3,63

Слід зазначити, що ці значення є вищими, ніж для сплаву Ti-6Al-4V, що деформується (341 HV) [17]. Так само за даними наноіндентування [18] твердість SLM-сплаву Ti-6Al-4V виявилась приблизно на 32 % вищою порівняно із деформованим сплавом. Вочевидь цей ефект пов’язаний із структурними

особливостями. Процес SLM сплаву Ti-6Al-4V унікальний тим, що після 3D-друку формується надзвичайно тонка метастабільна мікроструктура, що має подібність до тієї, яка спостерігається після зварювання або гартування [19]. Така дрібнозернистість та значна густина дислокацій забезпечують більші значення мікротвердості SLM-матеріалу, ніж, наприклад, структура гарячої прокатки.

Зазвичай мікротвердість двофазного (α+β) сплаву Ti-6Al-4V залежить від співвідношення та розподілу цих фаз. Вважається, що мікротвердість α- та β- фаз сплаву Ti-6Al-4V, виготовленого за традиційними технологіями, відрізняється – α-фаза (гексагональна щільноупакована структура) має вищу мікротвердість, ніж β-фаза (об'ємноцентрована кубічна структура). В середньому, мікротвердість α-фази знаходиться в діапазоні 350–400 HV і залежить від вмісту Al та інших легуючих елементів, а також від режимів термічної обробки. Вона є більш твердою і крихкою, ніж β-фаза. Мікротвердість β-фази, як правило, нижча, ніж α-фази, і становить близько 250-350 HV. Для SLM-сплаву Ti-6Al-4V таке співвідношення між мікротвердістю різних фаз також дотримується. За навантаження 100 г величина мікротвердості для α-фази перевищує цю величину для β-фази на 5,2 % у бічній площині та на 7,5 % на верхній площині. Спостерігається також анізотропія мікротвердості для різних площин – середнє значення HV_{100} для верхньої площини є дещо більшим, ніж для бічної площини. Для α-фази величина HV_{100} на верхній площині на 9 % більше ніж у бічній площині. Для β-фази спостерігається протилежна тенденція.

На основі виміряних величин мікротвердости 3D-друкованого зразка сплаву Ti-6Al-4V встановлено:

– залежність від навантаження в інтервалі 10-1000 г;

– анізотропію у різних перерізах (за напрямками вирощування та сканування);

– відмінність для фазових складових – значення мікротвердості для α-фази є більшим за β-фазу не залежно від площини.

Дослідження фінансується МОН України, проєкт № 0124U001001.

Література

1. Z. Li, J. Gou, J. Gao, et al. Microstructural evolution and corrosion resistance of additively manufactured Ti–6Al–4V alloy annular shaped components using multistage heat treatment. Materials Chemistry and Physics. 346 (2025) 131414 https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2025.131414

2. Iqbal, A., Huang, A., Petra, M.I. et al. Selective laser melting of Ti-6Al-4 V: assessing the influence of layer thickness and part geometry on manufacturing efficiency and mechanical properties. Int J Adv Manuf Technol (2025). https://doi.org/10.1007/s00170-025-16332-x

3. H. Shah, C. Tregambi, P. Bareschino, F. Pepe. Environmental and economic sustainability of additive manufacturing: A systematic literature review. Sustainable Production and Consumption. 51 (2024) 628-643

https://doi.org/10.1016/j.spc.2024.10.012

4. S. M. Voloshko, B. M. Mordyuk, M.O. Vasylyev, et al. Surface modification of 3D-printed alloy Ti–6Al–4V by ultrasonic impact treatment, Metallofiz. Noveishie Tekhnol., 45, No. 2 (2023) 217–237 (in Ukrainian). DOI: 10.15407/mfint.45.02.0217

5. B. M. Mordyuk, M. O. Vasylyev, S. M. Voloshko, and N. I. Khripta, Hardness of Ti–6Al–4V (BT6) Alloy Samples Produced by 3D-Printing Based on Electron-Beam Melting of Wire, Metallofiz. Noveishie Tekhnol., 44, No. 11 (2022)1433–1451 (in Ukrainian). DOI: 10.15407/mfint.44.11.1433

6. Y. Kok, X.P. Tan, P. Wan, et al. Anisotropy and heterogeneity of microstructure and mechanical properties in metal additive manufacturing: A critical review Materials & Design. 139 (2018) 565-586

https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.11.021

7. A. Kumar, S. Chauhan, M. Shukla, A. Kumar. Effect of Laser Sintering Parameters on the Microstructure, Mechanical Properties and Corrosion Behavior of Titanium Grade 5 Alloy. Journal of Materials Engineering and Performance (2024) https://doi.org/10.1007/s11665-024-09935-0

8. C. Ni, L. Zhu, Z. Zheng, et al. Effect of material anisotropy on ultra-precision machining of Ti-6Al-4V alloy fabricated by selective laser melting, Journal of Alloys and Compounds. 848 (2020) 156457 https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.156457

9. S. Him Mok, G. Bi, J. Folkes, et al. Surface & Coatings Technology, 202 (2008) 4613 DOI:10.1016/j.surfcoat.2008.03.028

10. B. Baufeld, E. Brandl, Omer van der Biest. Wire based additive layer manufacturing: Comparison of microstructure and mechanical properties of Ti–6Al–4V components fabricated by laser-beam deposition and shaped metal deposition. Journal of Materials Processing Technology, 211 (2011) 1146

DOI:10.1016/j.jmatprotec.2011.01.018.

11. S. M. Kelly & S. L. Kampe. Microstructural evolution in laser-deposited multilayer Ti-6Al-4V builds: Part II. Thermal modeling. Metallurgical and Materials Transactions A. 35 (2004) 1869–1879 https://link.springer.com/article/10.1007/s11661-004-0095-7

12. Волошко С.М., Бурмак А.П., Головко Л.Ф. та ін. Структурна анізотропія у виробах 3D-друку за технологією селективного лазерного плавлення. МОМ. 30, 112 (2024) 38-50 https://doi.org/10.15407/mom2024.04.038

13. J.G. Swadener, E.P. George, G.M. Pharr. The correlation of the indentation size effect measured with indenters of various shapes. Journal of the Mechanics and Physics of Solids. 50, 4 (2002) 681-694 https://doi.org/10.1016/S0022-5096(01)00103-X

14. M. A. Vasylyev, I. V. Zagorulko, and S. M. Voloshko, Crack Growth Resistance and Segregation in Amorphous Alloy Fe73.6Si15.8B7.2Cu1.0Nb2.4 (FINEMET) under Microindentation, Metallofiz. Noveishie Tekhnol., 41, No. 9 (2019) 1217–1230 (in Ukrainian), DOI:10.15407/mfint.41.09.1217

15. T. Vilaro, C. Colin, and J.D. Bartout. As-Fabricated and Heat-Treated Microstructures of the Ti-6Al-4V Alloy Processed by Selective Laser Melting, Metall. Mater. Trans. A 42, 10 (2011) 3190–3199 DOI:10.1088/1757-899X/655/1/012023

16. L.E. Murr, E.V. Esquivel, S.A. Quinones, et al. Microstructures and Mechanical Properties of Electron Beam Rapid Manufactured Ti-6Al-4V Biomedical

Prototypes Compared to Wrought Ti-6Al-4V, Mater Charact. 60, 2 (2009) 96–105 https://doi.org/10.1016/j.matchar.2008.07.006

17. K. Beyl, K. Mutombo, and C.P. Kloppers, Tensile properties and microstructural characterization of additive manufactured, investment cast and wrought Ti6Al4V alloy, in IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 2019, 012023 DOI:10.1088/1757-899X/655/1/012023

18. A.G. Lekatou, B.V. Efremenko, V. Haoui et al. Microstructure, electrochemical, wear and corrosive wear performance of laser-based powder bed fusion and wrought biomedical Ti−6Al−4V alloys. Transactions of Nonferrous Metals Society of China. 35, 8 (2025) 2612-2631 https://doi.org/10.1016/S1003-6326(25)66836-1

19. Eyal Eshed, Amnon Shirizly. Characterization of Nano-Sized Features in Powder Bed Additively Manufactured Ti-6Al-4V Alloy. Materials 18, 13 (2025) 3198 https://doi.org/10.3390/ma18133198

Величкович А. С., Витвицький В. С.
(Івано-Франківський національний технічний університет нафти і газу, м. Івано-Франківськ)

ЧИСЛОВА МОДЕЛЬ ВЗАЄМОДІЇ ЗВ'ЯЗАНОЇ СИСТЕМИ ЦИЛІНДРИЧНИХ ШТАМПІВ З ТОНКОСТІННОЮ ОБОЛОНКОЮ

E-mail: a_velychkovych@ukr.net

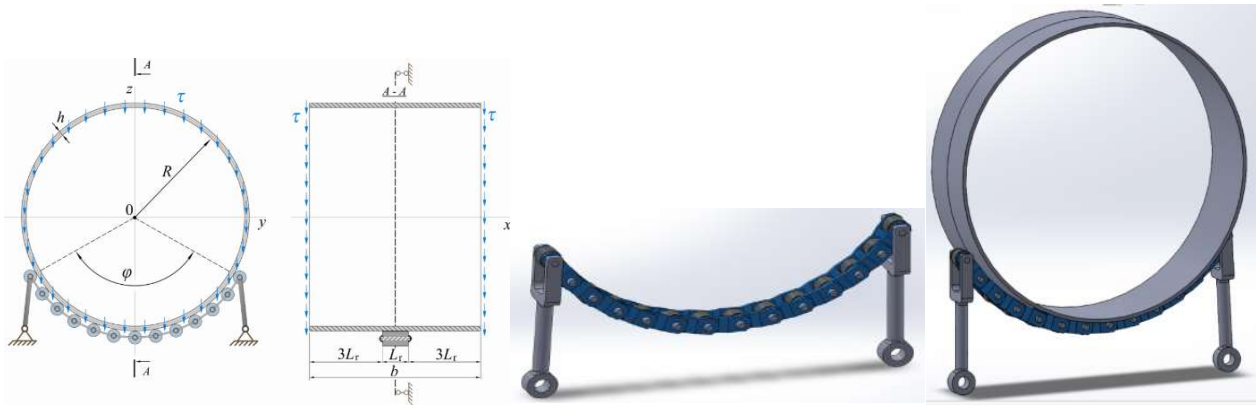
Представлено числову модель локального підйому надземної ділянки магістрального газопроводу над опорною конструкцією для проведення ремонтних робіт. Підйом здійснюється мобільним пристроєм із роликовим ланцюгом, що формує множинні локальні контакти «ролик – оболонка».

Кожен ролик коректно інтерпретується як циліндричний штамп, який накладає локальний контактний тиск на тонкостінну трубу. Відповідно, прикладна задача зводиться до зв’язаної контактної задачі для системи циліндричних штампів на циліндричній оболонці.

Модель враховує геометрію труби, радіус і крок роликів, схему навантаження та умови контактної взаємодії, що дає змогу оцінити поля контактних та еквівалентних напружень у зоні підйому. Показано, що взаємодія роликів з

газопроводом спричиняє додаткові локальні напруження в тонкостінній трубі, що слід враховувати при загальній оцінці міцності.

На рис. 1 подано схему взаємодії труби газопроводу з роликами підйомного ланцюга. У перерізі, який контактує з ланцюгом підйомника, підйомна сила зрівноважує впливи об'ємних і експлуатаційних навантажень та сили пружності, які виникли внаслідок згину трубопроводу. Ці впливи представлено усередненим інтегральним еквівалентом τ.



а б

Рис. 1. Схема взаємодії труби газопроводу з роликами підйомного ланцюга (а), 3D модель взаємодії підйомника з трубою (б)

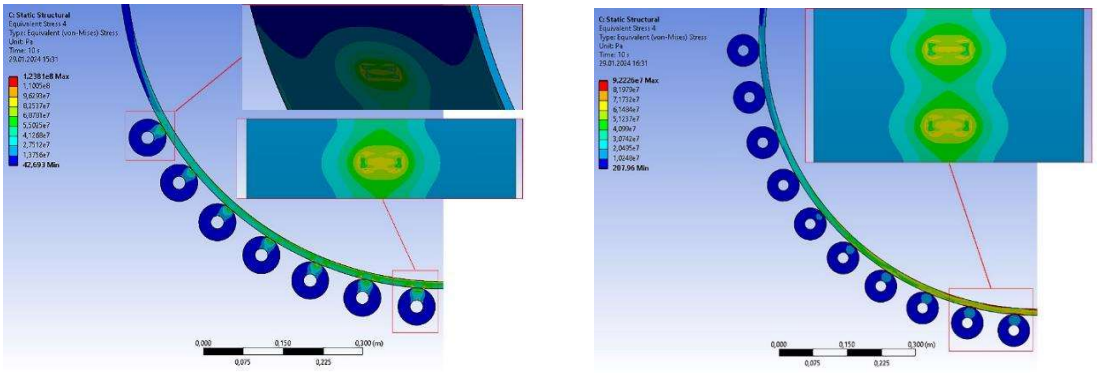
Вважали, що це навантаження τ має вертикальний напрям та розподілене по площі двох крайніх поперечних перерізів виділеного елемента труби. Розглянемо один з реальних виробничих прикладів. Площа поперечного перерізу труби складає 524,38 см^2 (діаметр труби – 1220 мм, товщина стінки труби – 14 мм), а максимальне підйомне зусилля 300 кН, відповідно отримали $\tau = 0{,}5(300/524{,}4)10^7 = 2{,}86$ МПа.

При розробці скінченно-елементної моделі розрахункова сітка для труби газопроводу була згенерована за допомогою «Tetrahedrons method» (середня довжина ребра елемента 10 мм), для роликів ланцюга – методом «Hex Dominant» (середня довжина ребра елемента 2 мм). Опис контаку пари ролик – труба: тип контакту – «Frictional» з коефіцієнтом тертя 0,1; формулювання контакту – «Augmented Lagrange method»; допуск проникнення 0,0015; коефіцієнт нормальної

жорсткості – «program controlled». У термінах контактної механіки кожен ролик розглядається як циліндричний штамп, що навантажує тонкостінну циліндричну оболонку. Найбільші еквівалентні напруження виникали в місцях контакту нижніх роликів підйомного ланцюга з поверхнею труби (рис. 2).

У напрямку від нижніх роликів до верхніх еквівалентні напруження поступово зменшуються, а в зоні самого верхнього ролика спостерігається невеликий стрибок напружень. Ми розпочали віртуальні експерименти для випадку, коли кут обхоплення труби вантажопідйомним ланцюгом становив $\varphi = 120^\circ$ (рис. 2, а). При цьому максимальні значення еквівалентних напружень виникали на зовнішній поверхні труби і становили 124 МПа. Напруження вимірювалися інструментом “probe” безпосередньо на контактній плямі. Поступове збільшення кута захоплення супроводжувалося зменшенням максимальних еквівалентних напружень. Зокрема, при $\varphi = 180^\circ$ найбільші еквівалентні напруження дорівнювали 92 МПа (рис. 2, б).

Для оцінки контактних напружень в парах ролик – труба використовувалися локальні системи координат, що відповідають кожному окремому ролику. В області плями контакту між кожним роликом і трубою вимірювалися максимальні нормальні напруження в напрямку, перпендикулярному до поверхні контакту. На рис. 3 наведено діаграму значень нормальних контактних напружень між роликами підйомного ланцюга і поверхнею труби.



а б

Рис. 2. Хромограма додаткових еквівалентних напружень, визначених за теорією Губера-Мізеса: а – кут обхоплення $\varphi = 120^\circ$; б – кут обхоплення $\varphi = 180^\circ$

Номер 1 присвоєно найнижчому ролику, а діаграма побудована для половини системи. Найбільші абсолютні значення контактних напружень спостерігаються в зоні нижніх роликів. При переході від нижнього ролика до верхнього абсолютні значення контактних напружень поступово зменшуються. В області верхнього ролика, який з'єднаний з опорним стрижнем (див. рис. 1), спостерігається зростання контактного напруження.

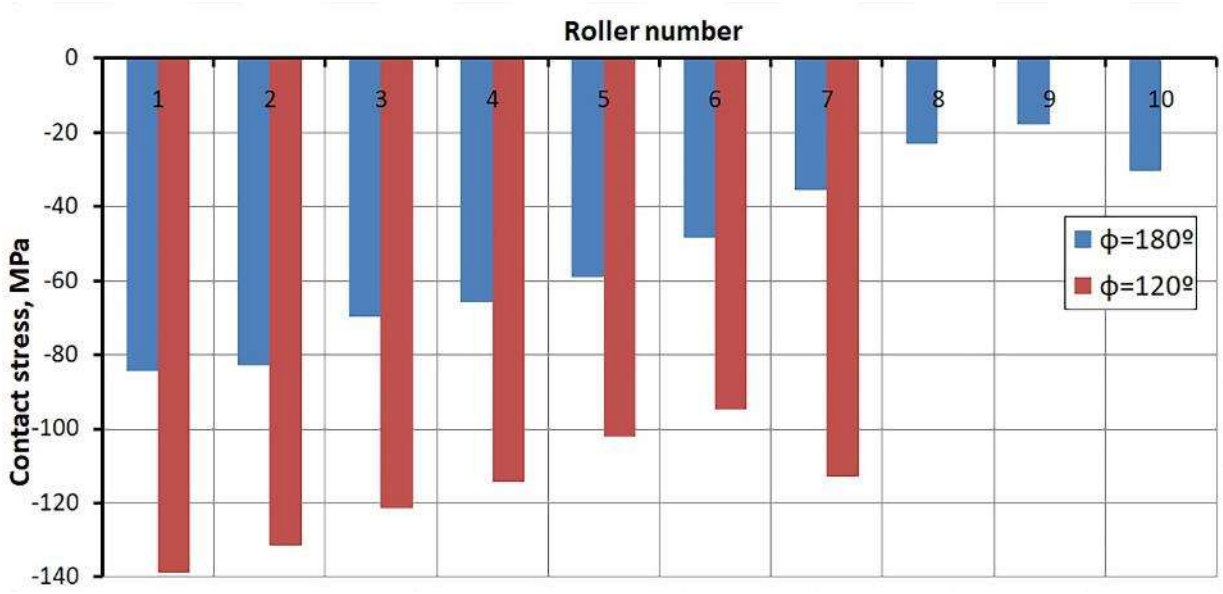


Рис. 3. Нормальні контактні напруження між роликом і поверхнею труби

Для зони найбільш навантаженого ролика на рис. 4 ми зобразили розподіл додаткових кільцевих напружень в трубі по довжині зони контакту ролика з газопроводом. Тут вісь абсцис суміщена з лінією контакту, а початок координат знаходиться на середині цієї лінії (ширина ролика становить 49 мм). При $\varphi = 180^\circ$ на внутрішній поверхні труби максимальне значення додаткових кільцевих напружень розтягу становить 19,1 МПа (на зовнішній поверхні труби спостерігаються стискаючі кільцеві напруження 104 МПа).

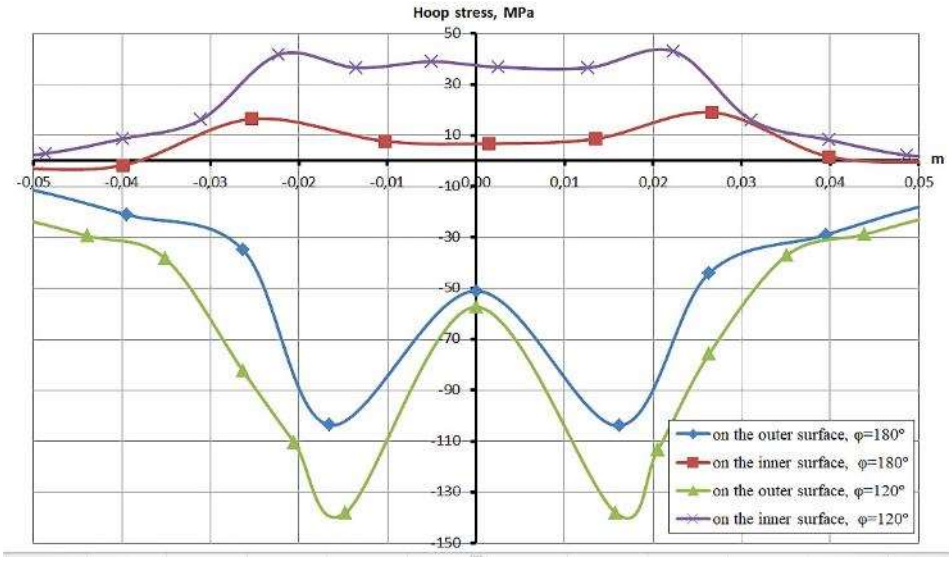


Рис. 4. Розподіл додаткових кільцевих напружень в трубі по довжині зони контакту ролика з газопроводом

Зауважимо, що ремонт відбувається без зупинки транспортування газу і трубопровід перебуває під дією штатного внутрішнього тиску 4 МПа, який викликає в матеріалі труби розтягуючі кільцеві напруження 174 МПа. В результаті сумарні кільцеві напруження на зовнішній поверхні трубопроводу зменшаться до 70 МПа, а на внутрішній поверхні – зростуть до 193,1 МПа.

Найбільший внесок у локальний напружений стан дають кільцеві напруження, які на внутрішній поверхні труби додаються до штатних від тиску газу. Максимальні еквівалентні напруження зосереджуються в зонах контакту нижніх роликів і за малого кута обхоплення можуть перевищувати допустимі значення. Збільшення кута обхоплення знижує ці напруження, гарантуючи безпеку навіть за максимального зусилля підйому.

Зауважимо, що новизна нашого підходу полягає у зв’язаному числовому описі системи «роликовий ланцюг – оболонка» з чіткими інженерними критеріями допустимості підйому, придатними для швидкої перевірки технологічних режимів ремонту. Крім того, запропоновану модель легко поширити на споріднені контактні задачі.

Візняк Р. І.
(Український державний університет залізничного транспорту, м. Харків)

КОНСТРУКЦІЙНІ ОСОБЛИВОСТІ ПІВВАГОНА З ГЛУХИМ КУЗОВОМ НОВОГО ПОКОЛІННЯ

Модель піввагона (ПВ) нового покоління представлено на рис. 1.

ПВ нового покоління розроблявся, виходячи з умов його спеціалізації та експлуатації у залізнично-водному сполученні, з метою доставки сипучих та навалочних вантажів до портів, а також з можливістю транспортування на залізничних поромах водного транспорту; експлуатацією у замкнених кільцевих маршрутах, які пов'язують з розміщенням гірничо-збагачувальних комбінатів та існуючих родовищ вугільної промисловості. Це дозволяє їх експлуатацію по всій мережі залізниць, колії ширини 1520 мм, а також із встановленим виходом на колію шириною 1435 мм європейських країн, що широко використовується у міжнародному сполученні. У табл. 1 приведено основні його параметри:



Рис. 1. Піввагон нового покоління

Таблиця 1 – Основні техніко-економічні показники піввагона нового покоління

Найменування і розмірність параметрів	Значення параметрів
1. Ширина рейкової колії, мм	1520
2. Вантажопідйомність, т	82
3. Маса (тара), т	22,8±0,5
4. Матеріал кузова	сплави системи Al-Mg
5. Максимальне розрахункове статичне навантаження від колісної пари на рейкову колію, кН (тс)	254,9 (27)
6. Об'єм кузова, $м^3$	100
7. Конструкційна швидкість, км/год, (не більше)	100
8. Довжина по осях зчеплення автозчепів, мм	13834 $^{+64}$ □11
9. Внутришні розміри кузова, мм: – ширина – довжина – висота: – від верхньої обв'язки до хребтової балки – до днища вантажної ніші	 2932±10 12626±10 2591±6 3304±6
10 Габарит, згідно [2]	1–ВМ

Як відомо, у вітчизняному вагонобудуванні кузови сучасних ПВ переважно виготовляють із низьколегованої сталі 09Г2Д, або 09Г2С. На основі досягнень у світовому вагонобудуванні та, враховуючи досвід експлуатації ПВ різних типів, було розроблено конструкцію ПВ нового покоління, з особливістю використання прогресивних матеріалів на основі сплавів системи Al-Mg, які забезпечують високу міцність і стійкість до корозії, але на рівні капітальних вкладень у вагонобудуванні, дорожчі, з чітко встановленим терміном окупності та прогнозованою перспективою.

Але всі існуючі конструкції ПВ мають схожу та однотипну конструкцію, що взагалі дозволяє зменшити витрати при їх ремонті та технічному обслуговуванні, завдяки високій уніфікації основних вузлів та деталей, по факту розумної заміни на

момент своєчасного вибуття з експлуатації. В новій конструкції також задіяні рішення і основні типові вузли [1, 2]. Габаритні розміри розробленого ПВ наведені на рис. 2.

Головною відмінністю ПВ від аналогів, які на даний момент експлуатуються АТ «Укрзалізниця»| і операторами рухомого складу, розроблений ПВ має низку переваг:

– збільшене осьове навантаження до 265 кН (27 т) на вісь;

– габарит 1–ВМ;

– збільшена вантажопідйомність до 82 т;

– збільшений об’єм кузова до 100 м^3;

– використання сучасних прогресивних матеріалів у конструкції;

– використання повізкового гальмування;

– збільшений нормативний термін служби не менше 32 роки;

– збільшений міжремонтний пробіг до 1 млн. км, при використанні ходових частин нового покоління;

– забезпечено збереження при вантажно-розвантажувальних роботах (ВРР), згідно з [3], і за рахунок остаточного виключення з експлуатації грейферного розвантаження.

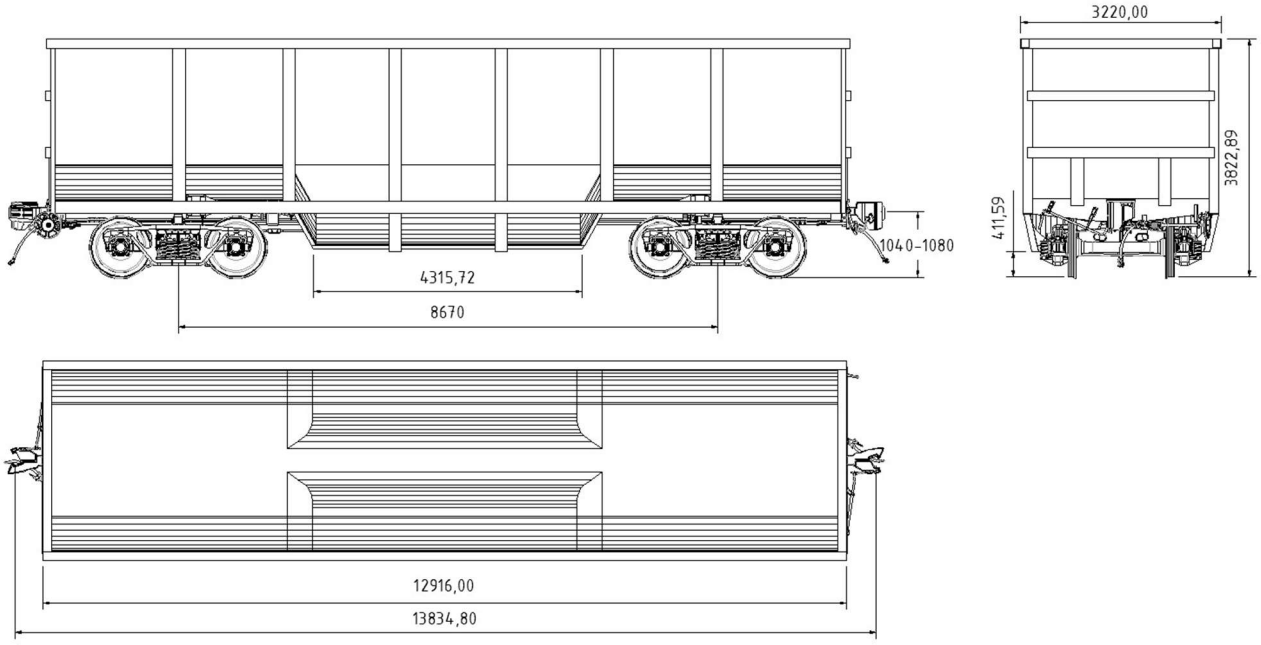


Рис. 2. Загальний вигляд ПВ

До недоліків розробленого ПВ можна віднести часткове зменшення його універсальності і можливе збільшення порожнього пробігу при недостатній завантаженості перевізного процесу, згідно [4, 5].

Література

1. ДСТУ 7598: 2014. Вагони вантажні. Загальні вимоги до розрахунків та проектування нових і модернізованих вагонів колії 1520 мм (несамоходних). Чинний від [2014-12-02]. Вид. офіц. Київ, 2014. 32 с. URL:http://uas.org.ua (дата звернення: 17.05.2021).

2. ДСТУ Б В.2.3-29:2011. Габарити наближення будівель і рухомого складу залізниць колії 1520 (1524) мм (ГОСТ 9238-83, MOD). Чинний від [2012-12-01]. Вид.. Київ, НАЦІОНАЛЬНИЙ СТАНДАРТ УКРАЇНИ, Мінрегіон, 2012. 50 с. URL: https:// https://ksv.do.am/. (дата звернення: 15.11.2024).

3. ДСТУ ГОСТ 22235: 76:2010:2015 Вагони вантажні магістральних залізничних доріг колії 1520 мм. Загальні вимоги щодо забезпечення збереження під час завантажувально-розвантажувальних та маневрових робіт (ГОСТ 22235-2010, IDT) [Чинний від 2010-11-12]. Вид. офіц. Київ, 2015. – 24 с. URL: https://docs.cntd.ru/document/1200082560 (дата звернення: 16.05.2021).

4. Візняк Р. І. Проектування перспективного піввагона нового покоління підвишенної вантажопідємності з припустимим осьовим навантаженням 25- 27т. [Текст] / Р.І. Візняк, І.В. Чепурченко // Проблеми і перспективи розвитку залізничного транспорту: міжнар. наук.-техн. конф. – Дніпропетровськ: ДІІТ, 14- 15 квітня 2012. – 67 с.

5. Пат. 72360 Україна, № 72360 МПК[7] B61F 1/00, B61D 3/00. Піввагон з глухим кузовом: Пат. 72360 Україна, № 72360 МПК[7] B61F 1/00 / Чепурченко І.В., Візняк Р.І. (Україна); УкрДАЗТ. №201203065; Заявл. 16.03.2012. Опубл. 10.08.2012.Бюл. №6. – 9 с.

Гнатуш В. А.
(незалежний аналітик, Київ)

РОЗВИТОК ІНТЕЛЕКТУАЛЬНОГО ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА В ПЕРШІЙ ЧВЕРТІ XXI СТОЛІТТЯ

E-mail: vgnatush@gmail.com

В першій чверті XXI століття нові технологічні досягнення в сегменті інформаційних технологій почали змінювати формат ливарного виробництва в напрямку інтелектуального лиття (Intelligent casting). Останнє передбачає автоматизацію з використанням робототехніки, екологізацію та інтелектуалізацію. До базових технологій інтелектуального процесу лиття відносять: технології 3D-друку, технології інтелектуальних прес-форм і інтелектуальні технології управління виробничими процесами. Реалізація цих проєктів дозволяє оптимізувати технології ливарного виробництва, запровадити повномасштабний контроль якості продукції та підвищити її конкурентоздатність особливо в умовах поточної нестабільної економічної ситуації в світі [1].

Прикладом інтелектуального ливарного виробництва є розробка від компанії Industry Innovation Center Limited (Китай) [2]. Остання передбачає, що інтелектуальна ливарна система містить зону формування (включає 3D - принтери виготовлення піщаних стрижнів і роботизовану систему транспортування ливарних форм), зону плавлення та розливання чавуну (виконується в попередньо зібрані ливарні форми), зону обробки ливарного піску, зону фінішної обробки виливок (виконується кілька видів фінішної обробки виливків) і блок логістики (включає великовантажного та легкого мобільних роботів, які забезпечують пакування готових виливків). Автори розробки відзначають, що інтелектуальна ливарна система характеризується високим інтелектом, що забезпечує оптимальну ефективність ливарного виробництва [2].

Таким чином в XXI столітті промисловість рухається в напрямку створення «розумних» ливарень. Вони передбачають централізовану систему, яка керує замовленнями клієнтів, ланцюгами поставок і виробничою діяльністю підприємства. Один блок такої системи виконує дистанційний моніторинг і

керування машинами та роботами в ливарному цеху. Інший блок системи містить експертні системи на штучному інтелекті (Artificial intelligence, AI), які приймають рішення, оптимізують структуру систем лиття та визначають марки ливарних сплавів або склад формувальних сумішей [3].

Проведено аналіз використання штучного інтелекту в чотирьох ливарних технологіях (лиття в пісок, лиття під тиском, безперервне лиття та лиття за моделями, що витоплюються), які оприлюднені в 37 наукових статях впродовж 2007-2021 рр. (табл. 1) [3].

Таблиця 1 – Використання методів штучного інтелекту в ливарних технологіях

Спосіб лиття	Кількість публікацій, роки	Використано метод штучного інтелекту, од.					
		ШНМ (ANN)	ГА (GA)	ОРЧ (PSO)	НЛ (FL)	АМС (ANFIS)	всього, од.
Лиття в піщану форму	11 (2007-2020)	4	7	2	2	1	16
Частка використання, %		25,0	43,8	12,5	12,5	6,2	100,0
Лиття під тиском	11 (2008-2021)	8	4	1	0	1	14
Частка використання, %		57,1	28,7	7,1	0	7,1	100,0
Безперервне лиття	10 (2008-2020)	4	2	3	4	0	13
Частка використання, %		30,8	15,4	23,0	30,8	0	100,0
Лиття за моделями, що витоплюють	5 (2009-2016)	3	1	0	1	0	5
Частка використання, %		60,0	20,0	0,0	20,0	9,0	100,0
Всього, од.	**37 (2007-2021)**	**19**	**14**	**6**	**7**	**2**	**48**
Частка використання, %		39,6	29,2	12,5	14,6	4,1	100,0

Примітка. Вихідні дані від [3]. Розрахунки автора.

При цьому автори статей використовували п’ять методів штучного інтелекту: штучні нейронні мережі – ШНМ (artificial neural networks, ANN), генетичні алгоритми – ГА (genetic algorithms, GA), оптимізацію рою частинок – ОРЧ (particle swarm optimization, PSO), нечітку логіку – НЛ (fuzzy logic, FL) і адаптивну мережеву систему нечіткого висновку – АМС (the adaptive network-based fuzzy inference system, ANFIS) [3].

У підсумку (табл. 1) в проаналізованих 37 наукових статтях найбільше використовували метод штучні нейронні мережі – ШНМ (частка 39,6 %) та метод генетичні алгоритми – ГА (29,2 %).

Відзначається [3], що вказані методи штучного інтелекту були спрямовані на регулювання наступних параметрів методів виробництва металевих виливків:

– при литті в піщану форму дослідження були направлені на моделювання та оптимізацію складу та властивостей сирої ливарної форми, геометрії ливникової системи та живильника. Найчастіше порівняно з іншими методами застосовували генетичні алгоритми (ГА) – частка 43,8 %;

– при литті під тиском методи штучного інтелекту використовувались для моделювання та оптимізації процесу, визначення взаємозв’язків між технологічними параметрами процесу та характеристиками виливки. Найчастіше порівняно з іншими методами використовували штучні нейронні мережі (ШНМ) – 57,1 %;

– при безперервному лиття методи штучного інтелекту застосовувались в процесі контролю його удосконалення. Найчастіше порівняно з іншими методами використовувались штучні нейронні мережі (ШНМ) та нечітка логіка (НЛ), з часткою кожного методу 30,8 %;

– при литті за моделями, що витоплюють, методи штучного інтелекту застосовувались для моделювання та оптимізації параметрів процесу виробництва якісного виливка. Найчастіше порівняно з іншими методами використовувались штучні нейронні мережі (ШНМ) – 60,0 %.

Відзначається [3], що проаналізовані дослідження дали чіткий огляд можливостей застосування методів штучного інтелекту в удосконаленні процесів лиття в форматі Індустрія 4.0.

Результати проведених досліджень показали великий потенціал для застосування штучного інтелекту як невід'ємного частина концепції Індустрія 4.0 у розвитку інтелектуального ливарного виробництва.

Аналітика від компанії S-PRO (Швейцарія) відзначає, що в 2022 р. світовий ринок корпоративного штучного інтелекту (ШІ) оцінювався в 7,02 млрд дол. США. При цьому прогнозується, що до 2032 р. ємність цього ринку зросте до 270 млрд дол. США, тобто з середньорічним темпом 44,1 % [4].

Відзначається, що використання штучного інтелекту на підприємствах дозволить підвищити продуктивність на 40 %, а прибутковість – на 38 %. В результаті опитувань встановлено, що ШІ використовують 35 % глобальних корпорацій, а 42 % підприємств застосовують його при дослідженнях [4]. Таким чином глобальна промисловість реалізує чергову технічну революцію.

Література

1. Jin-wu Kang, Bao-lin Liu, Tao Jing, and Hou-fa Shen. Intelligent casting: Empowering the future foundry industry. China Foundry. Special Review. Vol. 21. No. 5. September 2024. P. 409 – 426.

https://link.springer.com/article/10.1007/s41230-024-4056-z#preview/.

2. Patent WIPO WO2019042382. IPC B22D 47/02 2006.1. Intelligent Casting System. Peng Fan, Tian Xuezhi, Huang Xiaodong, Meng Qingwen, Yang Zhiwei, Li Yonghua, Chang Tao, Liu Yabin, Yang Jun. International Filing Date 31.08.2018. Publication Date 07.03.2019.

3. Duˇci´c, N.; Manasijevi´c, S.;Jovicˇic´, A.; C´ ojbašic´, Ž.; Radiša, R. Casting Process Improvement by the Application of Artificial Intelligence. Appl. Sci. 2022, 12, 3264.13p. https://doi.org/10.3390/app12073264.

4. AI market report. How Enterprises Use AI. S-PRO.2024. 65P.

https://s-pro.io/wp-content/uploads/2024/07/AI-Market-Report-How-Enterprises-Use-AI.pdf

Гнатуш В. А.
(незалежний аналітик, Київ)

ТЕНДЕНЦІЇ РИНКУ МЕТАЛЕВИХ ВИЛИВКІВ УКРАЇНИ В 2018-2024 РОКАХ

E-mail: vgnatush@gmail.com

Ливарна промисловість України є важливим компонентом вітчизняного машинобудування. Тим більш під час російсько-української війни головним завданням українських ливарників є вироблення та постачання виробів для військово-промисловому комплексу та будівництва країни.

Україна в 2024 р. перейшла межу в 1000 днів повномасштабної війни, яку розпочала Росія в лютому 2022 р. За цей час економіка України значною мірою перебудувалась відповідно до умов війни. Повідомляється [1], що в 2023 р. ливарна галузь України виробила приблизно 300 тис. т металевих виливків, тобто на рівні показника 2022р. Прогнозується [1], що за підсумком 2024 р. виробництво виливків сягне 380…400 тис. т (рис. 1).

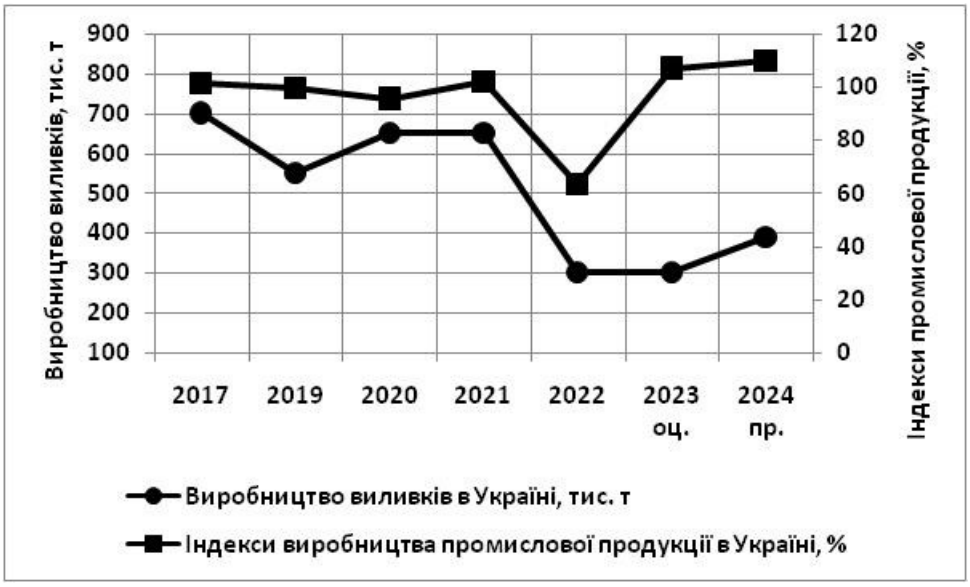


Рис. 1. Динаміка виробництва металевих виливків в Україні [1, 2] та індекси виробництва промислової продукції в Україні [3]

Є сенс відзначити, що впродовж 2018-2021 рр. вартість виробленої в Україні машинобудівної продукції зростала з середньорічним темпом (CAGR) 2,5 %. Великомасштабна війна інтенсифікувала цей показник до 8,4 % (табл. 1). В той же

час слід відзначити, що впродовж 2018-2023 рр. обсяг капітальних інвестицій в машинобудування характеризується понижувальним трендом. Хоча в 2024 р. проти 2023 р. вони зросли на 20,7 %.

Виробництво виливків в Україні впродовж 2018-2021 рр. у вартісному вимірі збільшилось від 4,373 до 4,698 млрд. грн., тобто з середньорічним темпом (CAGR) 1,8 % (табл. 1).

Таблиця 1 – Виробництво та реалізація продукції машинобудуванням і ливарними підприємствами України

Найменування виробництва	Код КВЕД–2010	2018 р.		2021 р.		2023 р.		2024 р.	CAGR (2018-2021), %	CAGR (2021-2023), %
		вартість, млн грн	частка, %	вартість, млн грн	частка, %	вартість, млн грн	частка, %	вартість, млн грн		
Виробництво продукції машинобудування	26+27+28+29+30	226830,9	–	250750,6	–	319484,2	–	–	2,5	8,4
Капітальні інвестиції в машинобудування	26+27+28+29+30	12267,8		9964,1		6953,2		8389,7	-5,1	-11,3
Виробництво продукції (лиття металів):										
Лиття чавуну	24.51	1226,6	28,0	1144,5	24,4	1360,9	30,2	–	-1,7	5,9
Лиття сталі	24.52	2342,4	53,6	2107, 4	44,9	2643,2	58,6	–	-2,6	7,8
Лиття легких кольорових металів	24.53	605,2	13,8	927, 3	19,7	312,8	6,9	–	11,3	-30,4
Лиття інших кольорових металів	24.54	198,9	4,5	518,5	11,0	192,0	4,3	–	27,1	-28,2
Лиття металів, разом	**24.5**	**4373,1**	**100,0**	**4697, 7**	**100,0**	**4508,9**	**100,0**	–	**1,8**	**-1,4**
Реалізація продукції (лиття металів)	24.5	4412,0	–	2936,1	–	3546,4	–	5116,3	-9,7	6,5

Примітка. Вихідні дані від Держстату України [3]. Розрахунки автора

В подальшому за період з 2021 по 2023 р. в результаті воєнних дій ливарна галузь країни зменшила виробництво від 4,698 до 4,509 млрд. грн., тобто з CAGR 1,4 %. Слід відзначити, що під час війни активізувалось виробництво виливків з сталі та чавуну, відповідно з CAGR 7,9 і 5,9 % (табл. 1), незважаючи на зменшення

кількості активних підприємств, відповідно, з CAGR -1,4 % та -8,2 % (табл. 2). Суттєво, відповідно на -28,2 % та -30,4 % CAGR, в цей період зменшилось виробництво в вартісному вимірі лиття інших кольорових металів і лиття легких кольорових металів (табл. 1). Одним з негативних факторів цього процесу є відповідне зменшення кількості активних підприємств під час війни з CAGR -15,7 % (табл. 2).

Є сенс відзначити, що хоча вартість реалізованої ливарної продукції і збільшилась впродовж 2021-2023 рр. з CAGR 6,5 %, все ж результат 2023 р. поступається на 19,6 % показнику 2018 р. При цьому у 2024 р. проти показника 2023 р. вартість реалізованої ливарної продукції збільшилась на 44,3 % (табл. 1).

В результаті захоплення території України та руйнування підприємств ливарної галузі їх активна категорія за період 2021-2023 рр. зменшилась з середньорічним темпом (CAGR) -6,2 % (табл. 2).

Таблиця 2 – Активні підприємства в ливарній галузі України

Найменування виробництва	код КВЕД–2010	2018р.		2021р.		2023р.		CAGR (2018-2021), %	CAGR (2021-2023), %
		кількість підприємств	частка, %	кількість підприємств	частка, %	кількість підприємств	частка, %		
Лиття чавуну	24.51	78	41,3	84	39,8	65	37,4	1,9	-8,2
Лиття сталі	24.52	40	21,2	49	23,2	47	27,0	5,2	-1,4
Лиття легких кольорових металів	24.53	45	23,8	50	23,7	30	17,2	2,7	-15,7
Лиття інших кольорових металів	24.54	26	13,7	28	13,3	32	18,4	1,9	4,6
Разом	24.5	189	100,0	211	100,0	174	100,0	2,8	-6,2

Примітка. Вихідні дані від Держстату України [3]. Розрахунки автора

Найбільше постраждали виробники виливків з легких кольорових металів (-15,7 %), чавунних виливків (-8,2 %) і сталі (-1,4 %), табл. 2.

Відзначається [1], що за станом на 2024 р. до основних проблем ливарної галузі України відносяться наступні: забезпечення енергопостачання; забезпечення кваліфікованим робочим персоналом; складнощі з логістикою, особливо при експорті продукції; потреба унормування процедури оформлення замовлень; недостатня завантаженість виробничих потужностей.

Досвід роботи українських підприємств під час війни свідчить про те, що для забезпечення ритмічної роботи і максимальної завантаженості потужностей необхідно формувати замовлення на продукцію більше ніж на рік.

Література

1. Клименко С. І.. Ливарна галузь планує збільшити обсяги виробництва за підсумками 2024 року. – 26.08.2024. – GMK Center. https://gmk.center/ua/opinion/lyvarna-haluz-planuie-zbilshyty-obsiahy-vyrobnytstva-za-pidsumkamy-2024-roku/.

2. Клименко С. І. За підсумками 2023 року ливарна галузь покаже зростання виробництва. – 10.01.2024. – GMK Center. https://gmk.center/ua/opinion/za-pidsumkamy-2023-roku-lyvarna-haluz-pokazhe-zrostannia-vyrobnytstva/.

3. Держстат України. URL: https://ukrstat.gov.ua/.

Голубець В. М[1]., Пашечко М. І.[2]., Шпуляр Ю. С.[1], Гасій О. Б.[1]
([1]НЛТУ України, м. Львів; [2]Люблінська політехніка, м. Люблін, Польща)

ТРИБОЛОГІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЕЛЕКТРОІСКРОВИХ ПОКРИТТІВ ІЗ ПОРОШКОВИХ ДРОТІВ У КОНТАКТІ З ДЕРЕВИНОЮ

E-mail: o.hasiy@gmail.com

Питання підвищення ресурсу роботи дереворізальних інструментів є актуальним для деревообробних підприємств з огляду на значні витрати на їх придбання та загострювання. Інтенсифікація режимів оброблення може бути здійснена за рахунок виготовлення різальних елементів деревообробних інструментів з твердих сплавів. Але їх використання значно підвищує вартість інструментів і ускладнює технологію їх виготовлення. Тому вигіднішим є

застосування методів поверхневого зміцнення для підвищення зносостійкості різальних лез інструментів, виготовлених із однорідного матеріалу. Зміцнення лез інструментів відбувається шляхом нанесення на робочі поверхні покриттів, що відрізняються від матеріалу основи підвищеними фізико-механічними та експлуатаційними характеристиками. Одним із шляхів зменшення витрат на вирішення цих проблем є вибір недорогих матеріалів та способів, які використовують у технологічному процесі зміцнення. Електроіскрове легування (ЕІЛ) є одним з найбільш ефективних методів нанесення на робочі поверхні лез метало- та дереворізальних інструментів покриттів визначеного хімічного складу, який дає можливість значно підвищити їх зносостійкість. Метод ЕІЛ, завдяки своїм перевагам, а саме: нанесення покриття відбувається без помітної деформації інструменту, відсутність нагрівання різальної частини, низька енергоємність процесу, має широке використання в промисловості.

Застосування порошкових дротів (ПД) для нанесення зносостійких покриттів на різальні леза інструментів з конструкційних, легованих та інструментальних сталей набуло широкого використання на сучасному етапі. Значна частина наукових досліджень спрямована на створення нових електродних матеріалів. Зокрема, для поверхневого зміцнення застосовують тверді сплави групи ТК чи ВК, ПД на основі Ni, Co, W та сплави системи WC–9Co–4Cr [1, 2]. З метою здешевлення процесу зміцнення ведуться роботи з розробки ПД на безвольфрамовій основі, які б не поступались за триботехнічними характеристиками. [3, 4]. Перспективними для наплавлення є сплави на основі заліза системи Fe-Cr-B-C. Їх вартість істотно нижча при збереженні достатньо високих показників зносостійкості [5-7]. Широкого розповсюдження набули ПД системи Fe–Cr–C [8] та ПД для електродугового напилення серії ФМІ на основі систем Fe–Cr–B–Al [9-11] та Fe–Mn–C–B [12, 13].

Слід зауважити, що зносостійкість ЕІП, нанесених електродами саме із порошкових дротів різного хімічного складу, вивчена недостатньо. Тому дослідження фрикційної поведінки ЕІП в умовах тертя та зношування є важливим

для їх ефективного практичного використання. Метою наших досліджень було встановлення закономірностей поведінки трибологічних характеристик ЕІП, отриманих з ПД різних систем у контакті з деревиною в умовах роботи трибоспряження при зворотно-поступальному рухові.

Експерименти проводили з використанням дерев'яних зразків розміром 50×30×10 мм, які рухались по плоскій поверхні індентора розміром 10×10×8 мм, виготовленого із загартованої легованої сталі 9ХС. На ту грань індентора, що контактувала зі зразком, або не наносили покриття, або наносили покриття із таких матеріалів: Т15К6, ПД на основі Fe-Mn-C-B, ПД80Х20Р3, ПД80Х20Р3+Г (з додаванням графіту). ЕІЛ зразків проводили на установці «Елітрон-20». Рух дерев'яного зразка відносно індентора був спрямований вздовж або поперек волокон деревини. Випробування проводили на установці для трибологічних та трибокорозійних досліджень ФМІ НАН України. В процесі експерименту фіксувалась сила тертя,через яку обраховували коефіцієнт тертя покриття по деревині. Зношування індентора визначали ваговим методом.

Отримані в процесі трибологічних досліджень усереднені значення зносу пар тертя «деревина-сталь 9ХС з ЕІП» засвідчують, що найбільш ефективним для використання в технології електроіскрового легування щодо зносостійкості є електрод ПДГ із порошкового дроту 80Х20Р3Т системи Fe-Cr-B-C з додаванням графіту. Вибір вказаного електроду обумовлений його широким використанням для відновлення зношених поверхонь наплавленням, низькою вартістю та задовільною зносостійкістю наплавленого матеріалу, який суттєво міняє інженерію поверхневого шару. На підставі проведених експериментів встановлено, що найкращу зносостійкість виявлено у зразків з електроіскровим покриттям, нанесеним електродом ПД80Х20Р3+Г, яке характеризується найнижчим коефіцієнтом тертя в контакті з деревиною. Однак для більш глибокого пояснення механізму процесу зміцнення вищенаведені твердження потребують підтвердження детальними металографічними дослідженнями.

Проведені дослідження дають підстави стверджувати про доцільність використання технології ЕІЛ із застосуванням нових електродних матеріалів для підвищення зносостійкості дереворізальних інструментів.

Література

1. Исследование структуры и свойств газотермических покрытий системы WC-Co-Cr, полученных высокоскоростными методами напыления / Ю. С. Борисов, Е. А. Астахов, А. П. Мурашов, А. П. Грищенко, Н. В. Вигилянская, М. В Коломыцев. *Автоматическая сварка*. 2015. № 10. С. 26–29.

2. Murthy J. K. N., Venkataraman B. Abrasive Wear Behaviour of WC–Co–Cr and Cr_3C_2–20(NiCr) Deposited by HVOF and Detonation Spray Processes. *Surface and Coatings Technology*. 2006. Vol. 200. Iss. 8. P. 2642–2652.

3. Харламов Ю.А., Полонский Л.Г. Газотермическое напыление. Современное состояние и перспективы развития. *Вестник Восточноукраинского национального университета имени Владимира Даля.* 2016. № 226 (2). С. 5–19.

4. Moreau C., Bisson J.-F., Lima R. S., Marple B. R. Diagnostics for advanced materials processing by plasma spraying. *Pure and applied chemistry*. 2005. №77 (2). P. 443–462.

5. Борисова А.Л., Миц И.В., Кайда Т.В. Структура и свойства электродуговых покрытий на основе ферробора, полученных из порошковых проволок. *Автоматическая сварка.* 1991. № 9. С. 66–68.

6. Борисов Ю.С., Козьяков И.А., Коржик В.Н. Структура и свойства газотермических покрытий, полученных с использованием порошковых проволок системы Fe–Cr–B, Fe–Cr–B–C. *Автоматическая сварка*. 1996. № 5 (518). С. 21–24.

7. Козьяков И.А., Коржик В. Н., Борисов Ю. С. Трибологические характеристики аморфизированных газопламенных покрытий, напыляемых порошковыми проволоками системы Fe–B. *Автоматическая сварка*. 1996. № 10. С. 24–28.

8. Борисова М.З., Стручков Н.Ф., Винокуров Г.Г. Анализ структуры износостойкого покрытия, полученного электродуговой металлизацией

порошковой проволоки с тугоплавкими добавками. *Наука и образование*. 2016. № 2. С. 76–80.

9. Похмурский В.В., Студент М.М., Гвоздецкий В.М., Похмурская А.В. Порошковые проволоки серии ФМИ для электродугового напыления покрытий (Обзор). *Автоматическая сварка*. 2011. № 9. С. 52–57.

10. Pokhmurska A., Student M., Bielanska E. et al. Tribologycal Properties of Arc Sprayed Coatings Obtained from FeCrB and FeCr Based Powder Wires. *Surface & Coating Technology*. 2002. № 151–152. P. 490–494.

11. Pokhmurskii V., Dovhunyk V., Student M. et al. Triboelektrochemiczne wlasciwosci powlok natryskiwanych lukowo na stopy aluminium. *Inzynieria Powierzchni*. 2008. № 1. P. 9–13.

12. Wear Resistance of Electrospark-Deposited Coating in Dry Sliding Friction Conditions / V. M. Holubets', M. I. Pashechko, J. Borc, O. V. Tisov, Yu. S. Shpuliar. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. 2021. Vol. 60. P. 90-96.

13. Pashechko M., Lenik K.. Segregation of Atoms of the Eutectic Alloy Fe–Mn–C–B–Si–Ni–Cr at Friction Wear. *Wear.* 2009. Vol. 267. Issues 5–8. P. 1301–1304.

Голубець В. М[1]., Пашечко М. І.[2]., Шпуляр Ю. С.[1], Гасій О. Б.[1]
([1]НЛТУ України, м. Львів; [2]Люблінська політехніка, м. Люблін, Польща)

ХАРАКТЕРИСТИКИ МІЦНОСТІ ЕЛЕКТРОІСКРОВИХ ПОКРИТТІВ ІЗ ПОРОШКОВИХ ДРОТІВ ПІД ЧАС ФРЕЗЕРУВАННЯ ДЕРЕВИНИ

E-mail: o.hasiy@gmail.com

Основною вимогою до сталей, які використовують для виготовлення різального інструмента є високі значення твердості, зносо- і теплостійкості, міцності та в'язкості. Вказані характеристики взаємопов'язані. Так, зі збільшенням твердості сталі, яка залежить від термообробки, зростає зносотривкість. Міцнісні характеристики інструменту зумовлені механічними, фізико-хімічними, режимами, тепловими та іншими процесами, які відбуваються у зоні контакту з оброблювальним виробом під час різання. Важливою характеристикою для інструментальних сталей є їх прогартовуваність. Під час роботи різального

інструменту працює дуже тонка смужка металу – лезо, яке залежно від питомого навантаження і швидкості різання нагрівається. Якщо робоча температура в зоні контакту перевищує температуру відпуску, твердість інструменту знижуватиметься через розпад мартенситу і укрупнення частинок карбідної фази, а інструмент затуплюватиметься. Тому для підвищення стійкості різального леза інструменту проти зношування потрібна твердість, що перевищує твердість оброблювального матеріалу, а для поверхневого зміцнення шару металу необхідна і висока адгезія.

Для підвищення стійкості інструменту важливе значення мають технологічні методи модифікування різального леза, зокрема, електроіскрове легування (ЕІЛ), яке дає можливість змінювати властивості поверхневого шару вихідного металу через формування на ньому нового за структурою та хімічним складом матеріалу.

Дослідженню зносотривкості електроіскрових покриттів (ЕІП) присвячена велика кількість праць. Для виготовлення електродів для ЕІЛ використовують різні матеріали: тверді сплави на основі вольфраму та титану із додаванням вуглецю (ВК20У, Т15К6У), ферохром, білий чавун тощо, а також порошкові дроти (ПД).

Відомі також спроби пошуку недорогих електродних матеріалів із безвольфрамових [1] і евтектичних сплавів [2], ПД та комбінованих електродів [3]. Перспективними вважають комплексні технології: ЕІЛ з лазерною обробкою [4], комбіноване легування ферохромом у поєднанні з графітом [5]. Однак поведінка ЕІП, сформованих ЕІЛ із ПД за дії силових показників під час різання майже не вивчена.

Метою роботи є аналіз ефективності ЕІЛ сталі 9ХС з використанням як електродів твердих сплавів на основі титану Т15К6, так і ПД різних систем, перевірити раціональні технологічні режими нанесення ЕІП на різальні кромки інструменту та оцінити їх вплив на силові показники фрезерування деревинних матеріалів.

Лабораторні тестування моменту опору різання під час фрезерування деревини визначали на трибометрі СМЦ-2, який призначений для випробування

матеріалів на тертя та зношування. До схеми випробувань підключали аналого-цифровий перетворювач (АЦП) та персональний комп'ютер (ПК). Для досліджень використовували дискові фасонні фрези діаметром 50 мм, товщиною 4 мм з інструментальної сталі 9ХС зі зубцями після гартування і низького відпуску (HRC 62). На робочу частину зубців наносили ЕІП з порошкових дротів ПД і ПДГ системи Fe-Cr-C-B, ПД1 системи Fe-Mn-C-B, а також із твердого сплаву Т15К6 (табл.). Основні дані про електроди для нанесення покриттів технологією електроіскрового легування наведені в таблиці 1. Фрезерування здійснювали на нерухомих зразках з дуба і сосни розміром 50х60 мм як в сухому (10 % вологи), так і у вологому (40 %) станах вздовж і поперек волокон. Впродовж досліджень одночасно фіксували зміну моменту опору різання безконтактним індуктивним давачем, змонтованим на валу установки СМЦ-2, сигнал з якого за допомогою АЦП записували на ПК.

Таблиця 1 – Характеристика електродів для нанесення ЕІП

№ сплаву	Електрод	Марка, позначення	Структура, система	Діаметр, мм	Твердість
1	сталь	9ХС	мартенсит відпуску	50,0.0	62 HRC
2	твердий сплав	Т15К6	TiC, Co, WC	необме-жений	90-92 HRC
3	порошковий дріт	ПД1	Fe-Mn-C-B	2,0	504 HV_5
4	порошковий дріт	ПД (80Х20Р3Т)	Fe-Cr -C -B	3,2	1710 $HV_{0,02}$
5	порошковий дріт комбінований	ПДГ [80Х20Р3Т + Г (МПГ-7)]	Fe-Cr- C - B + графіт (Г)	6,0	2311 $HV_{0,02}$

На отриманих залежностях моменту опору різання *Мр* від часу *t* досліджень визначали: холостий хід фрези до початку контакту з дерев'яним зразком, початок контакту, області різання, розвантаження та холостий хід фрези після контакту. Залежності $Mp = f(t)$ під час експериментів записували як для фрези з незміцненими

зубцями (серійної), так і зі зміцненими. Зміцнені зубці отримали нанесенням ЕІП порошковими дротами і твердого сплаву Т15К6 для всіх умов випробувань з деревинними матеріалами в сухому та вологому станах під час фрезерування вздовж і поперек волокон.

Результати розрахунків моменту опору різання дуба в сухому і вологому стані наведено на рис. 1 a, b, сосни – на рис. 1 c, d. Для аналізу зусилля під час фрезерування деревинних матеріалів оцінкою моменту опору різання за збереження всіх інших умов експериментів використовували таке твердження: що менша сила різання, то меншим є момент опору.

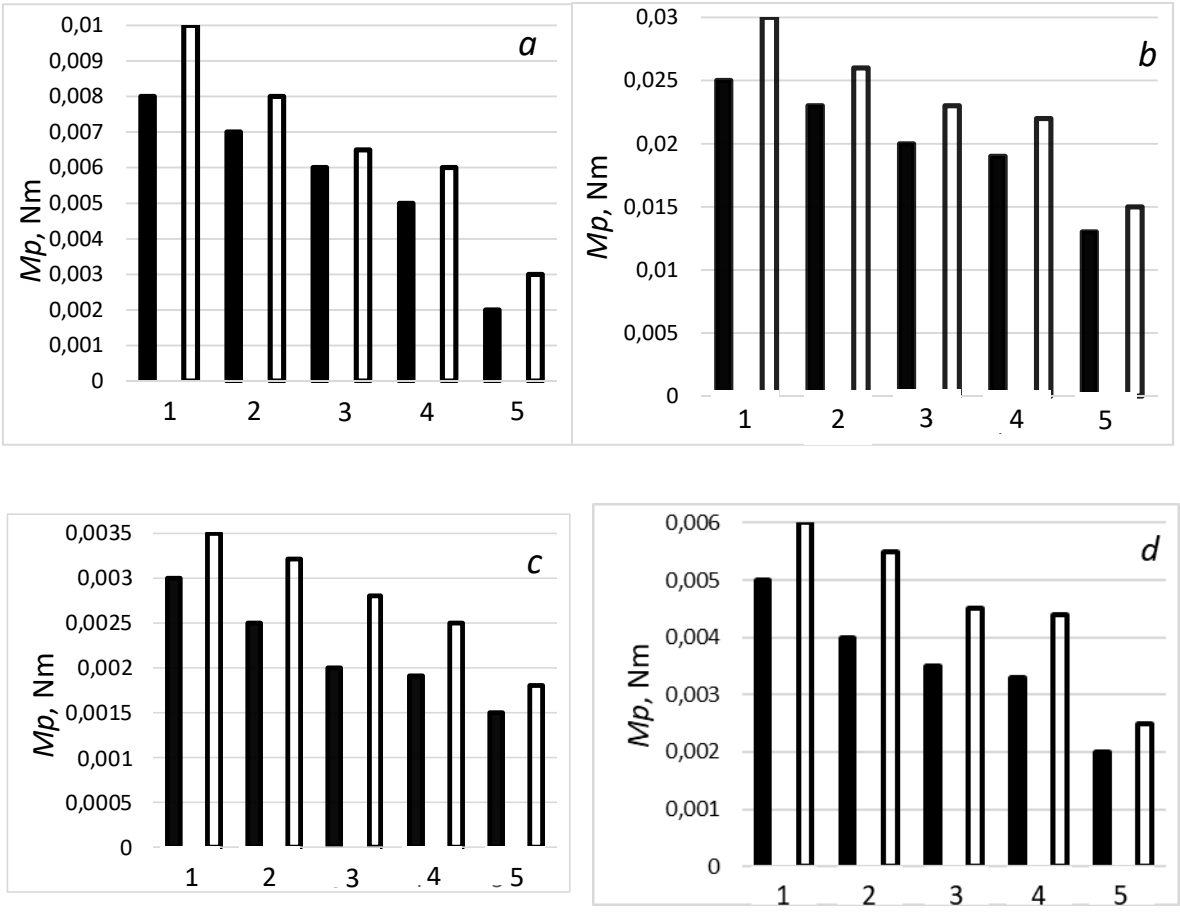


Рис. 1. Усереднені значення зміни моменту M_p опору різанню зубців сталі 9ХС після фрезерування дуба у сухому і вологому станах поперек (■) і вздовж (□) волокон: 9ХС – без ЕІП (1); з нанесеним ЕІП електродами із Т15К6 (2); ПД1 (3); ПД (4) і ПДГ (5); навантаження Р від 0 до 3 МПа; швидкість різання 0,67 м/с; a, b – дуб сухий і вологий, відповідно; c, d – сосна суха і волога відповідно

Аналізуючи процес різання сосни і дуба (рис. 1) серійною фрезою та фрезою зі зміцненими зубцями твердим сплавом Т15К6 і порошковими дротами ПД1, ПД і ПДГ, можна відзначити, що нанесення ЕІП запропонованими електродами призводить до зменшення абсолютних значень моменту опору різання порівняно з результатами *Мр,* отриманими за різання незміцненими зубцями фрези.

Встановлено більші значення *Мр* у всіх випадках фрезерування сосни і дуба вздовж волокон порівняно з різанням поперек волокон як в сухому, так і вологому станах деревини. Найбільші значення моменту опору різання як вздовж, так і поперек волокон зафіксовано за фрезерування вологого дуба. Зафіксовано також більші абсолютні значення *Мр* за фрезерування сосни у стані вологості 40 % порівняно зі сухою сосною, як вздовж, так і поперек волокон фрезами з нанесеними на зубці ЕІП, в т.ч. і серійною без покриття. Надалі в сторону зменшення показника *Мр* відзначається різання сухого дуба і сухої сосни. Збільшення силових показників під час фрезерування дуба і сосни у вологому стані не суперечить літературним джерелам, адже відомо, що сила різання вологої деревини завжди на 5-10 % є більшою, ніж сухої [6].

Література

1. Егоров Ф. Ф., Верхотуров А. Д., Подчерняева И. А., Повещенко В. И. Использование безвольфрамовых электродных материалов для упрочнения различной о.настки и инструмента методом электроискрового легирования. *Электронная обработка материалов*, 1987. № 4. С. 79-81.

2. Pashechko M. I., Golubets' V. M., Gasii O. B., Chaikovs'kii B. P. Properties of Eutectic Electrode Materials for Electrospark Alloying. *Materials Science*. 1991. Vol. 27 (1), P. 47–51.

3. Holubets’ V. M., Pashechko M. I., Barszcz M., Borc J. Micromechanical Characteristics of the Surface Layer of 45 Steel after Electric-spark Treatment. *Materials Science*. 2019. Vol. 55 (3). P. 409-416.

4. Wear Resistance of Electrospark-Deposited Coating in Dry Sliding Friction Conditions / V. M. Holubets', M. I. Pashechko, J. Borc, O. V. Tisov, Yu. S. Shpuliar. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. 2021. Vol. 60. P. 90-96.

5. Іващенко Є. В., Лобачова Г. Г., Шаповалова Н. А., Ігнатюк К. Є. Створення функціональних покриттів на поверхні маловуглецевої сталі багатостадійним електроіскровим легуванням хромом та графітом у насичувальних середовищах. *Проблеми тертя та зношування*. 2016. № 2 (71). С.62-64.

6. Любченко В. И. Резание древесины и древесных материалов: учебник. М.: МГУЛ, 2004. 306 с.

Гончарук О. О., Головко Л. Ф., Кагляк О. Д.,
Волошко С. М., Бурмак А. П., Данилейко О. О.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)

АЛМАЗОВМІСНІ БРОНЗОВІ ПОКРИТТЯ НА СТАЛІ З ВИКОРИСТАННЯМ ЛАЗЕРНОГО ВИПРОМІНЮВАННЯ

E-mail: danyleiko.oleksandr@gmail.com

Лазерні технології синтезу алмазовмісних шарів розглядаються як ефективний спосіб створення абразивного інструменту нового покоління [1-3]. Використання бронзових сплавів як зв'язки дозволяє отримати міцні металургійні з'єднання з алмазними зернами [4-6]. При цьому важливим завданням є оптимізація режимів лазерної обробки для забезпечення щільного шару без тріщин та дефектів [7, 8].

Дослідження виконували на сталевій підкладці 40Л (ГОСТ 977-88) із мікротвердістю 153-180 HV. Алмазні зерна – синтетичні АС125, фракція 425/300, статична міцність 166 Н. Зв'язка – бронза БрО10 (міцність на згин 450 МПа, мікротвердість 1150 МПа). Суміш (бронза + 20 % алмазів) механічно змішували 3 год, наносили на підкладку шаром 5×2,4 мм, ущільнювали роликом.

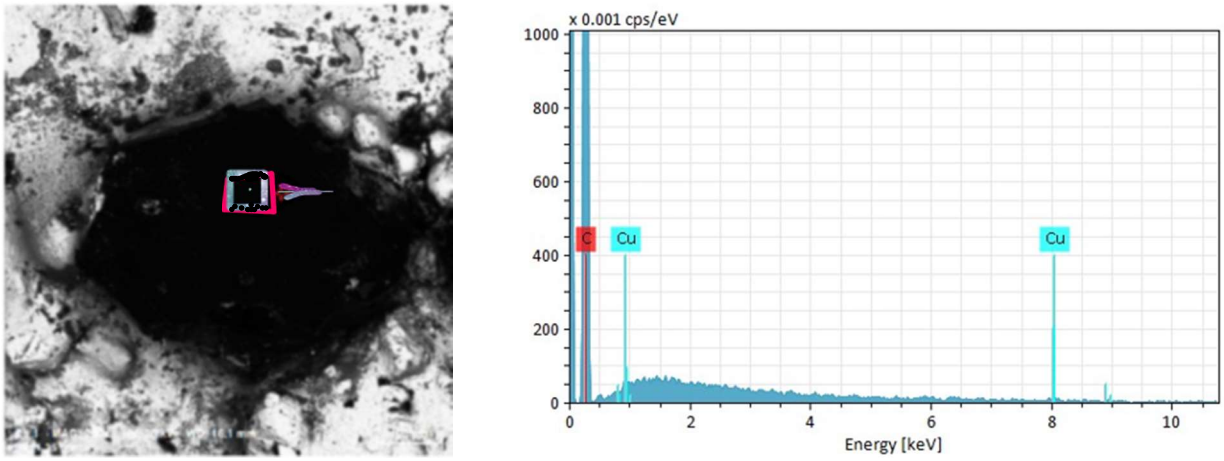
Лазерне спікання проводили оптоволоконним лазером ($\lambda = 1{,}06$ мкм, потужність 500 і 3000 Вт, час дії 0,18-1,8 с, швидкість 0,1-1 м/хв, діаметр плями – 3 мм). Процес відбувався у середовищі аргону (20 л/хв, кут подачі 45°). Основні параметри лазерного спікання наведено в табл. 1.

Таблиця 1 – Режими лазерного спікання алмазовмісних покриттів

№ зразка	v, м/хв	τ, с	P, Вт	$w \cdot 10^3$, Вт/см²
1	0,1	1,8	500	1,77
2	1,0	0,18	3000	10,62

Для аналізу використовували SEM (TESCAN Vega3), EDS, оптичну мікроскопію, рентгеноструктурний аналіз (Rigaku Ultima IV). Мікротвердість визначали у трьох зонах: валик, перехідний шар, ЗТВ (зона термічного впливу).

За вибраних режимів утворено щільні бездефектні алмазовмісні шари з рівномірним розподілом зерен у бронзовій матриці. Навколо зерен формується стабільний наплавочний валик без тріщин і пор (див. рис. 1), що свідчить про добру металургійну сумісність системи. Зерна частково занурені у зв'язку (до 1/3 розміру), ріжучі грані залишаються відкритими, що зберігає їх абразивні властивості.



а б

Рис. 1. Морфологія наплавочного валику (а) навколо зерна алмазу та локальний хімічний склад в області алмазу (б)

EDS-аналіз показав на межі алмаз-зв'язка вміст 99,78 % C і лише 0,22 % Cu, що підтверджує термічну стабільність зерен і відсутність графітизації. У перехідній зоні фіксується взаємна дифузія Cu та Fe з утворенням інтерметалевих сплавів, що

забезпечує високу адгезію шару до сталі. Мікротвердість залежить від режиму: зразок 2 (3000 Вт, 0,18 с) показав вищі значення у всіх зонах порівняно зі зразком 1 (500 Вт, 1,8 с). Найвищу мікротвердість зафіксовано у зоні термічного впливу, що перевищує показники валика та перехідної зони. Це пов'язано з утворенням твердих розчинів Cu-Fe різного складу.

Таким чином, оптимальні режими лазерного спікання забезпечують щільний тепловий контакт на межі алмаз/зв'язка і формування бездефектного шару. Бронза БрО10 виявилася ефективною зв'язкою завдяки високій температурі плавлення (1050 °С), що перевищує температуру графітизації алмазу (>700 °С).

Висновки.

1. Лазерне спікання з використанням оптоволоконного лазера (500-3000 Вт) дозволило синтезувати щільні алмазовмісні покриття на сталі 40Л із застосуванням бронзи БрО10.

2. Утворені композити характеризуються високою мікротвердістю, термічною стабільністю алмазних зерен та низькою пористістю.

3. Взаємна дифузія Cu та Fe забезпечує металургійний контакт бронзи зі сталлю і високу адгезію шару.

Отримані результати підтверджують перспективність застосування лазерного спікання для створення алмазного інструменту на основі покриттів БрО10 та визначають напрям подальших досліджень, пов'язаних з оптимізацією режимів та оцінкою експлуатаційних характеристик.

Вдячність. Дослідження фінансується Національним фондом досліджень України, проєкт «Синтез алмазовмісних композитів термодеформаційним лазерним спіканням для абразивної обробки великогабаритних деталей авіа-, судно- та машинобудування» (№ 0124U003940).

Література

1. A review of diamond synthesis, modification technology, and cutting tool application in ultra-precision machining / J. Zhang et al. *Materials & Design*. 2024. No. 237. P. 112577. URL: https://doi.org/10.1016/j.matdes.2023.112577.

2. Das P., Paul S., Bandyopadhyay P. P. HVOF sprayed diamond reinforced nano-structured bronze coatings. Journal of Alloys and Compounds. 2018. Vol. 746. P. 361-369. URL: https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.02.307.

3. Additive manufacturing of structured grinding wheels with a composite of Cu38Ni34Fe13Sn10Ti5 high-entropy alloy and Ni/Ti dual-coated diamonds: Interfacial characteristics, mechanical properties and grinding performance / J. Wang et al. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. 2025. Vol. 133. P. 107360. URL: https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2025.107360.

4. Визначення впливу технологічних параметрів лазерного спікання на процес формування та властивості абразивних композитів із надтвердих матеріалів / О. О. Гончарук та ін. Вісник НТУУ «КПІ». 2013. Т. 69, № 3. С. 158-165.

5. Material removal mechanism and surface quality in low-fluence femtosecond laser ablation of polycrystalline diamonds / G. Li et al. *Journal of Materials Processing Technology*. 2025. P. 118731. URL: https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2025.118731.

6. Voronin G. Diamond-SiC nanocomposites sintered from a mixture of diamond and silicon nanopowders. *Diamond and Related Materials*. 2003. Vol. 12, no. 9. P. 1477-1481. URL: https://doi.org/10.1016/S0925-9635(03)00176-6.

7. Interfacial characteristic and mechanical performance of maraging steel-copper functional bimetal produced by selective laser melting based hybrid manufacture / C. Tan et al. *Materials & Design*. 2018. Vol. 155. P. 77-85. URL: https://doi.org/10.1016/j.matdes.2018.05.064.

8. Interface microstructure and mechanical properties of laser welding copper-steel dissimilar joint / C. Yao et al. *Optics and Lasers in Engineering*. 2009. Vol. 47, no. 7-8. P. 807-814. URL: https://doi.org/10.1016/j.optlaseng.2009.02.004.

Горбачов А. С., Піонткевич О. В.
(ВНТУ, м. Вінниця)

ОГЛЯД МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ СОНЯЧНИХ ЕЛЕКТРОСТАНЦІЙ

E-mail: toha.gorbi@gmail.com

Постійне зростання обсягів виробництва та потреби в підвищеному рівні споживчих товарів задають сучасні темпи розвитку енергетики. Однак, негативні кліматичні зміни спонукають провідні країни світу зменшувати викиди вуглекислого газу, що унеможливлює зростання кількості електростанцій на викопному паливі. В результаті росте попит на використання альтернативних (відновлювальних) джерел енергії [1-4]. Гарним рішенням є переробка побутових відходів з видобутком звалищного газу [5-7]. Сонячні електростанції на основі сонячних панелей добре зарекомендували себе як екологічне джерело енергії [8-10]. Проєктування сонячних електростанцій є складним процесом, що вимагає аналізу матеріалів, ефективності використання та надійності для фотоелементів, корпусу сонячних панелей, конструкції рами сонячної електростанції.

Актуальність дослідження обумовлена швидким зростанням світового ринку сонячної енергетики серед інших альтернативних джерел енергії [11-13] та потребою в оптимізації вартості систем за збереження високої надійності та енергоефективності. Правильний підбір матеріалів обладнання дозволяє знизити рівень деградації модулів, що забезпечить стійкість опор до корозії, а також гарантуватиме стабільну роботу при температурних коливаннях від -15 до +50 °С.

Існує велике різноманіття матеріалів та технології їх застосування для виготовлення фотоелементів (рис. 1) [14]. Високий ступінь кристалічності має монокристалічний кремній (Mono PERC). Показник ефективності Mono PERC на декілька відсотків вище за полікристалічний кремній (Poly PERC), однак, собівартість виготовлення Mono PERC значно вища [15] в порівнянні з Poly PERC. Значне зростання ефективності генерації електроенергії забезпечує впровадження

нових технологій розміщення кристалів по сонячній панелі (Half-cut Mono PERC, Shingled Mono PERC, Mono PERCMBB та інші).

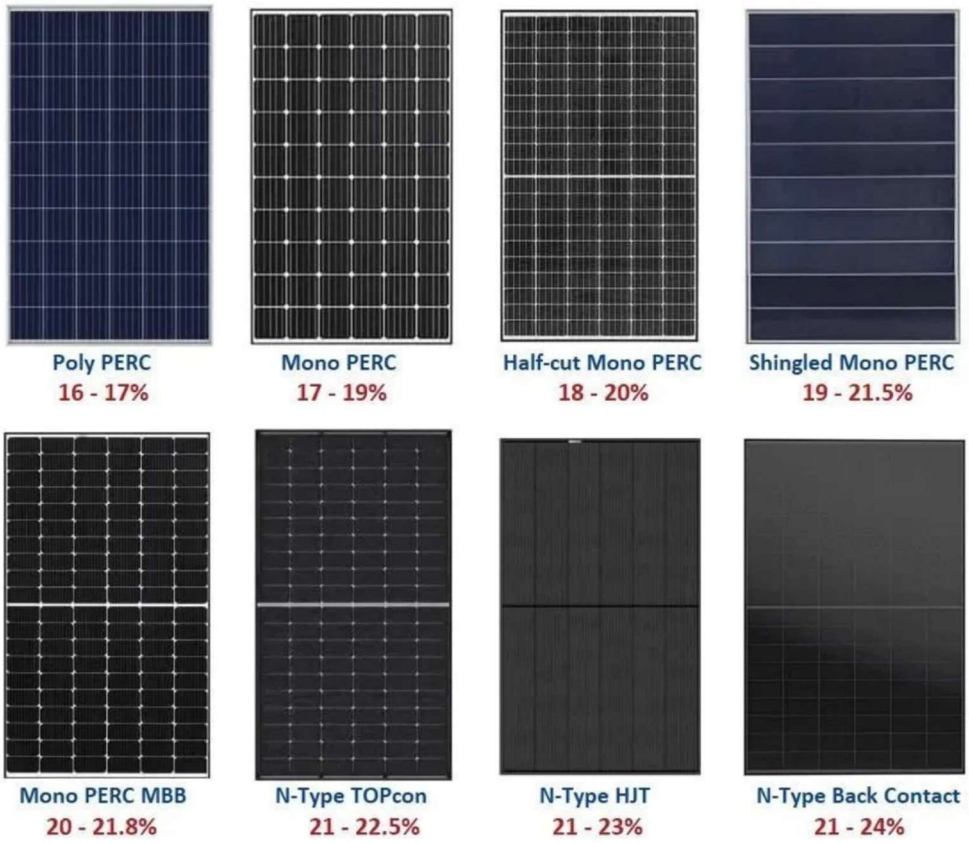


Рис. 1. Різні види матеріалів та технології виготовлення сонячних панелей з зазначеними показниками ефективності [14]

Інші складові сонячної панелі: переднє покриття, інкапсулянт, задня плівка, рамка модуля. Переднє покриття зазвичай виготовляють із загартованого скла товщиною 3,2 – 4 мм, яке має низький показник заломлення. Інкапсулянт – це полімерний матеріал для заливки сонячних панелей, що захищає елементи від зовнішнього впливу та вологи, забезпечуючи довговічність пристрою. EVA (етиленвінілацетат) забезпечує чудову адгезію та прозорість, тоді як POE (поліолефіновий еластомер) надає кращу вологостійкість [16]. Задня плівка складається з багатошарового полімеру або скла. При чому полімер є легшим та дешевшим варіантом, а скло має кращу бар’єрну стійкість до проникнення вологи. Рамка модуля може виконуватися або з алюмінію, або з сталі. При чому алюмінієві рамки модулів є легшими, нержавіючими, в порівнянні із стальними, але мають

гальванічну корозію при контакті з іншими металами в присутності електроліту [17].

Розглянемо матеріали для стаціонарних одноопорних сонячних електростанцій. Типові матеріали опор: гарячеоцинкована сталь, нержавіюча сталь, алюміній. Гарячеоцинкована сталь – це найпоширеніший для наземних опор матеріал, який доступний, міцний, добре піддається зварюванню та має кращу корозійну стійкість за звичайну якісну гарячекатану сталь. Нержавіюча сталь в свою чергу застосовується в агресивних корозійних середовищах (морське узбережжя). Вона є дорожчою в порівнянні з гарячеоцинкованою сталлю. Алюміній застосовується в легких конструкціях і для швидкого монтажу, стійкий до корозії, однак дорожчий у матеріальній одиниці маси. Для аналізу міцності розроблених конструкцій рам сонячних електростанцій рекомендовано застосовувати сучасні CAD/CAE-системи [18-20].

Таким чином, проаналізовано актуальність використання сонячних електростанцій. Розглянуто основні матеріали, які використовуються для проєктування сучасних сонячних електростанцій. Рекомендовано для помірного клімату (без агресивної солоності і без екстремальних температурних стрибків) обирати гарячеоцинковану сталь з регламентованим шаром цинку для опор; алюмінієві рамки для модулів; стандартні інкапсулятори EVA/Tedlar або POE для підвищеної вологостійкості. Для приморських (агресивних) умов рекомендовано нержавіюча сталь або дуплексна система (гарячеоцинкована сталь з полімерним фарбуванням, ретельна ізоляція контактів, щоб уникнути гальванічної корозії. Для гарячих пустельних умов (+50 °C у денний час): вибирати модулі з кращим температурним коефіцієнтом (наприклад N-type технології мають кращі показники [14]), інкапсулянт POE, застосувати дизайн із конвективним охолодженням панелей. Температурний діапазон дослідження −15…+50 °C лежить у межах типових промислових випробувань (IEC 61215), але слід звернути увагу на температурний коефіцієнт потужності (≈ −0,3…−0,5 %/°C для кремнієвих модулів [21]) може суттєво знижувати вихідну потужність у спеку.

Література

1. Пирогов В. В., Косатенко Д. О., Шалова Є. О., Подколзіна А. І. Перспективи розвитку сонячної енергетики в світі та в Україні. Молодий вчений, 2017, 5*2*(12). 534 с.

2. Bereziuk O.V. Modeling of biogas composition during anaerobic decomposition of hard domestic wastes // Automation of technologies and productions. 2015. No. 4 (10). P. 44-47.

3. Березюк О.В., Краєвський В.О. Світові тенденції збільшення кількості біогазових установок на полігонах твердих побутових відходів // Наукові праці Вінницького національного технічного університету. 2021. № 1. 5 с.

https://praci.vntu.edu.ua/index.php/praci/article/view/627/589

4. Тимофєєв С. О., Абраменко В. В., Постнікова М. В., Постникова М. В. (2020). Перспективність використання сонячної енергії. І Всеукраїнська науково-практична інтернет-конференція. 8-26 червня 2020 р. С. 2. URL: http://www.tsatu.edu.ua/ettp/wp-content/uploads/sites/25/23-tymofyeyev-abramenko-postnikova.pdf (дата звернення: 01.09.2025)

5. Березюк О.В. Виявлення параметрів впливу на питомий об’єм видобування звалищного газу // Вісник Вінницького політехнічного інституту. 2012. № 3. С. 20-23.

6. Березюк О.В. Моделювання поширеності способів утилізації звалищного газу для розробки обладнання та стратегії поводження з твердими побутовими відходами // Вісник Вінницького політехнічного інституту. 2014. № 5. С. 65-68.

7. Березюк О.В. Розробка математичної моделі прогнозування питомого потенціалу звалищного газу // Вісник Вінницького політехнічного інституту. 2013. № 2. С. 39-42.

8. Маляренко В.А., Тимченко С.П. Стан, проблеми та перспективи розвитку сонячної енергетики України [Електронний ресурс]. Проблеми, перспективи та нормативно-правове забезпечення енерго-, ресурсозбереження в житлово-комунальному господарстві, 2012. С. 3.

https://eprints.kname.edu.ua/32016/1/7.pdf (дата звернення: 01.09.2025)

9. Веб-сайт: Як вибрати місце для встановлення сонячних панелей на даху чи ділянці [Електронний ресурс]. https://pipl.ua/article/yak-vibrati-misce-dlya-vstanovlennya-sonyachnih-panelei-na-dahu-chi-dilyanci?srsltid=AfmBOooRy2q9p26jzG9nQXbvsnUE_1N_437VwWzUVKSDJEQeu3sScjSn (дата звернення: 05.09.2025)

10. Ричка Р. Оптимізація розташування сонячних панелей для досягнення максимальної виробничої потужності. Вісник Східноукраїнського національного університету імені Володимира Даля. 2024. № 1 (281). С. 76–84. DOI: 10.33216/1998-7927-2024-281-1-76-84

11. Березюк О.В., Лемешев М.С. Регресійна залежність динаміки зростання кількості біогазових установок в Україні // Вентиляція, освітлення та теплогазопостачання. 2024. Вип. 49. С. 16-25. DOI: 10.32347/2409-2606.2024.49

12. Березюк О., Лемешев М. Регресія динаміки зростання потужності установок з видобування біогазу на території сміттєзвалищ України // Вентиляція, освітлення та теплогазопостачання. 2025. Вип. 53. С. 33-42.

13. Березюк О.В. Моделювання ефективності видобування звалищного газу для розробки обладнання та стратегії поводження з твердими побутовими відходами // Вісник Вінницького політехнічного інституту. 2013. № 6. С. 21-24.

14. Веб-сайт: Most efficient solar panels 2025 [Електронний ресурс]. URL: https://www.cleanenergyreviews.info/blog/most-efficient-solar-panels?utm_source=chatgpt.com (дата звернення: 20.09.2025)

15. Веб-сайт: 4 Types of Solar Panels: Which One Is Best for You? [Електронний ресурс]. https://www.ecoflow.com/us/blog/types-of-solar-panels?utm_source=chatgpt.com

16. Rajput P., Sastry O. S., Tiwari G. N. Effect of irradiance, temperature exposure and an Arrhenius approach to estimating weathering acceleration factor of Glass, EVA and Tedlar in a composite climate of India. Solar Energy, 2017, V. 144, P. 267-277. DOI: 10.1016/j.solener.2017.01.027

17. Веб-сайт: Delve into the Materials: Steel Vs. Aluminum For Solar Frames [Електронний ресурс]. URL: https://www.zetwerk.com/en-us/resources/knowledge-

base/miscellaneous/delve-into-the-materials-steel-vs-aluminum-for-solar-frames/?utm_source=chatgpt.com (дата звернення: 20.09.2025)

18. Піонткевич О. В., Лозінський Д. О., Сердюк О. В., Савуляк В. В. Забезпечення результатів вивчення CAD/CAE/CAM систем для підготовки фахівців із спеціальності «Прикладна механіка». Матеріали XVI Міжнародної науково-методичної конференції «Сучасна освіта – доступність, якість, визнання», 13–14 листопада 2024 р. Краматорськ–Вінниця–Тернопіль, Краматорськ: ДДМА, 2024. С. 247-252.

19. Петров О. В., Піонткевич О. В., Буда А. Г., Коломієць В. С. Застосування CAD/CAE-системи Solidworks у задачах аналізу міцності деталей верстатних пристосувань. Вісник машинобудування та транспорту. Вінниця : ВНТУ, 2024. Вип. 19. № 1. С. 95–102.

20. Піонткевич О. В., Березюк О. В., Лозінський Д. О., Кавецький О. І. Застосування CAD/CAE-системи Autodesk Inventor для удосконалення фрезерно-гравірувального верстата з ЧПК. Наукові праці Вінницького національного технічного університету. Вінниця: ВНТУ, 2025. Вип. 1. С. 1–9. https://doi.org/10.31649/2307-5376-2025-1-178-186

21. Веб-сайт: Monocrystalline vs Polycrystalline Solar Panels [Електр. ресурс]. https://ases.org/monocrystalline-vs-polycrystalline-solar-panels/?utm_source=chatgpt.com (дата звернення: 20.09.2025)

Гурія І. М., Лобода П. І., Руденький С. О., Смірнова Я. О.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)

МІДНО-НІКЕЛЕВІ МАТЕРІАЛИ ДЛЯ РОБОТИ В УМОВАХ ВИСОКОШВИДКІСНОГО ДЕФОРМУВАННЯ

E-mail: yana.luschay@gmail.com

У цивільній та військовій галузях для руйнування гірських порід, буріння нафтових свердловин, виконання саперних робіт поширені вироби, що здатні працювати в умовах швидкісного деформування, яке утворюється під час детонації заряду вибухової речовини. В умовах вибухового навантаження матеріал

облицювання кумулятивного заряду деформується (рівень деформації може досягати 500 % і навіть 1000 %) [1] та утворює тонкий струмінь, який проникає в ціль за надзвичайно високих температури та тиску [2]. Численні дослідження демонструють, що форма та суцільність струменя визначають його пробивну здатність [2].

Властивості струменя в значній мірі залежать від матеріалу облицювання кумулятивного заряду та технології його виготовлення. Щільні суцільні струмені з високою пробивною здатністю формують облицювання з міді, технічного заліза та низьковуглецевої сталі [3]. Найбільш поширені мідні облицювання кумулятивних зарядів отримують методами оброблення різанням [4–6], оброблення тиском [4–6], порошкової металургії [6–7] та електроформування [1, 4, 6, 8–10].

Отримання кумулятивних тонкостінних облицювань складної форми з дрібним зерном методом електроосадження розглянуто в ряді робіт [1, 4, 6, 8–10].

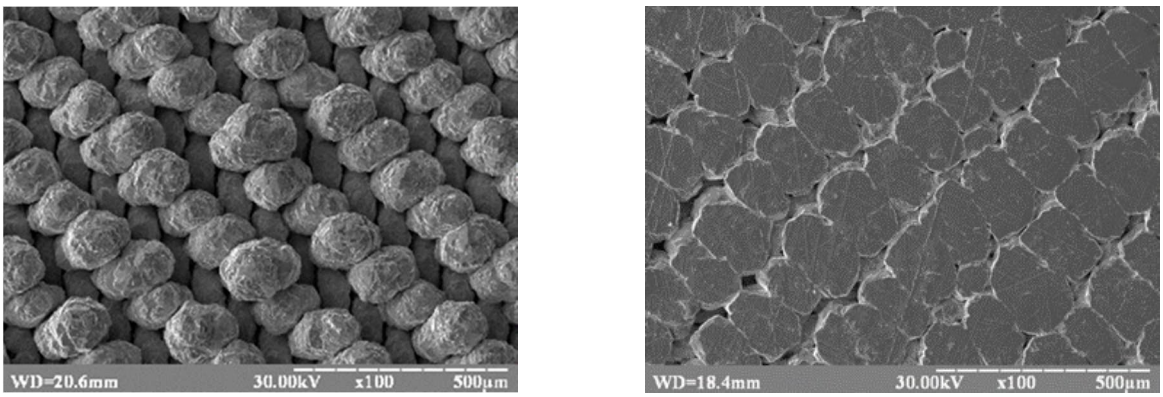
Аналізом літературних джерел встановлено, що більшість досліджень параметрів процесу електроосадження, впливу структури та властивостей мідних облицювань на формування струменю та його пробивну здатність присвячено гомогенним виробам. Авторам не вдалося знайти дослідження армованих облицювань на основі міді. Тому в роботі поставлено задачу отримання композиційного матеріалу на основі міді, армованої нікелевою сіткою та дослідження впливу параметрів процесу електроосадження (концентрація водного розчину мідного купоросу, щільність струму, час нанесення) на мікроструктуру композиту.

Електролітичне покриття міддю наносили на поверхню прямокутних зразків з нікелевої сітки розміром 30×40 мм та конусного зразка діаметром 30 мм і висотою 40 мм, які перед нанесенням покриття знежирювали з метою видалення забруднень і надання відповідної чистоти.

Для проведення досліджень використовували водний розчин мідного купоросу ($CuSO_4$) з концентрацією від 0,6 моль/л до 1,2 моль/л. Щільності струму варіювали від 0,04 А/см^2 до 0,1 А/см^2, тривалість процесу електролітичного осадження – від 1 год до 4 год. Зважування нікелевої сітки та отриманих зразків

після електроосадження проводили на аналітичних вагах. Мікроструктуру зразків мідно-нікелевого композиту вивчали на скануючому електронному мікроскопі «РЕМ-106И».

Оскільки під час електролітичного осадження міді отвори нікелевої сітки не заростають, тому для підвищення величини щільності та суцільності композиційного матеріалу зразки з найбільшою масою, отримані за концентрації розчину 0,8 моль/л, тривалості електроосадження 3 год та щільності струму 0,06 А/см^2 і 0,1 А/см^2 піддавали додатковому обробленню тиском 300 МПа з використанням сталевої прес-форми. Встановлено, що в умовах стиснення в напрямку сітки, виділення витягнутої та близької до сферичної форм пластично деформуються без руйнування (рис. 1). У процесі пластичної деформації відбувається заповнення проміжків між частинками, сформованими під час електролітичного осадження, і формується суцільний матеріал, що представляє собою ділянки із міді витягнутої еліптичної форми армовані сіткою із нікелю.



а б

Рис. 1. Мікроструктура мідно-нікелевого композиту, виготовленого за концентрації розчину 0,8 моль/л, тривалості електроосадження 3 год та щільності струму 0,1 А/см^2 до (а) та після (б) оброблення тиском

В даній роботі встановлено оптимальні параметри технологічного процесу виготовлення мідного композиційного матеріалу, армованого нікелевою сіткою: концентрація розчину $CuSO_4$ 0,8 моль/л; щільність струму від 0,06 А/см^2 та до 0,1 А/см^2; тривалість електроосадження 3 год.

Отримано мідно-нікелевий композит, який піддається пластичному деформуванню, що свідчить про можливість отримання тонкостінного щільного облицювання кумулятивного заряду. Тому перспективними є подальші дослідження суцільності та пробивної здатності кумулятивного струменя, сформованого облицюванням із представленого композиційного матеріалу.

Література

1. Sun M., Yang W., He H.Y., Chen D.P., Li Z.P., Tian W.H. Shear localization and recrystallization in an ultrahigh strain rate deformed copper shaped charge liner // Materials Characterization. – 2021. – Vol. 177. – 111184. https://doi.org/10.1016/j.matchar.2021.111184

2 Li X., Xu M., Wang J., Xu H. Study on grain refinement of copper-based liner by vacuum gradient heat treatment process using response surface methodology // Journal of Materials Research and Technology. – 2021. – Vol. 15. – P. 2345–2354.

3. Войтенко Ю.І., Гошовський С.В., Закусило Р.В. Матеріалознавчі аспекти ефективності вибухової кумуляції // VI Міжнародна науково-практична конференція «Хімічна технологія: наука, економіка та виробництво» (Шостка, Україна, Листопад, 23-25, 2022 р.). – Суми, Україна, 2022. – С. 56–59.

4. Held M. Liners for shaped charges // Journal of battlefield technology. – 2001. – Vol. 4, № 3. – P. 1–6.

5. Wong C.C., Dean T.A., Lin J. A review of spinning, shear forming and flow forming processes // International Journal of Machine Tools & Manufacture. – 2003. Vol. 43, № 14. – P. 1419–1435. https://doi.org/10.1016/S0890-6955(03)00172-X

6. Elshenawy T. Criteria of design improvement of shaped charges used as oil well perforators: PhD Thesis / Tamer Abd Elazim Elshenawy. – Manchester, 2012. – 253 p.

7. Xu H., Liu J., Cai Q., Xue X., Li S. Significantly improved penetration performance of intermetallic-compound-contained Ti-Al-Nb alloy shaped charge liner against reinforced concrete targets // Materials & Design. – 2022. – Vol. 221. – 110997. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2022.110997

8. Fan A.L., Li Sh.K., Tian W.H. Grain growth and texture evolution in electroformed copper liners of shaped charges // Materials Science and Engineering: A. – 2008. – Vol. 474, № 1–2. – P. 208–213. https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.04.001

9. Memannavaz H., Pebdeni H. H., Liaghat G., Rahmati S., Najafi M., Fazeli H. Numerical and Experimental Analysis of Copper Electroforming on an Aluminum Substrate as a Rotating Cone Electrode Cell // Chemistry Select. – 2019. – Vol. 4, № 40. – P. 11839–11847. https://doi.org/10.1002/slct.201903204

10. Elshenawy T., Soliman S., Hawwas A. Infuence of electric current intensity on the performance of electroformed copper liner for shaped charge application // Defence Technology. – 2017. – Vol. 13, № 3. – P. 439–442.
https://doi.org/10.1016/j.dt.2017.05.015

Гурія І. М., Смірнова Я. О., Прокопенко О. М.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)

МІКРОСТРУКТУРА ШАРУВАТОГО ТИТАН-АЛЮМІНІЄВОГО КОМПОЗИТУ СИСТЕМИ ВТ1-0/АК12

E-mail: yana.luschay@gmail.com

На сьогоднішній день розробка нових матеріалів стає все більш актуальною у зв’язку зі зростаючими до них вимогами за сучасних умов розвитку технологій та промисловості. Одними з перспективних матеріалів є шаруваті титан-алюмінієві композити, які поєднують міцність і корозійну стійкість титану та легкість і теплопровідність алюмінію, що дозволяє застосовувати їх в авіаційній, автомобільній, оборонній та інших технічно складних галузях [1–2].

Існує значна кількість технологій виготовлення шаруватих металевих композитів, серед яких практичний інтерес представляє просочення титанових пластин розплавом алюмінієвого сплаву [3–4], проте властивості одержаного матеріалу значною мірою залежатимуть від технологічних параметрів процесу. Тому метою даної роботи є дослідження впливу технологічних параметрів виготовлення, а саме температури просочення та часу витримування, на

мікроструктуру отриманого шаруватого титан-алюмінієвого композиту системи ВТ1-0/АК12.

Як вихідні матеріали використовували пластини титану марки ВТ1-0 товщиною 1 мм та силумін марки АК12. Внутрішню поверхню титанових пластин покривали флюсом евтектичного складу $KF\text{-}AlF_3$, збирали їх у пакети з шириною зазору 1 мм, просочували та витримували у розплаві алюмінієвого сплаву температурою 680, 720 та 760 °С протягом 1, 5 та 10 хв. Мікроструктуру виготовленого композиту вивчали на скануючому електронному мікроскопі РЕМ-106И.

Встановлено, що за мінімально досліджуваних температури (680 °С) та часу (1 хв) титановий пакет успішно просочується розплавом (рис. 1, а), але спостерігаються несуцільності алюмінію біля перехідного шару. Зі збільшенням часу витримування до 10 хв відбувається незначне збільшення товщини утвореного перехідного шару – від 2,65±0,67 мкм до 3,46±1,11 мкм відповідно (рис. 1, а–в), яке знаходиться у межах похибки. Зразки, отримані за витримування протягом 5 та 10 хв є щільними, а несуцільності алюмінію біля перехідного шару не спостерігаються.

Зі збільшенням температури витримування до 720 °С не відбувається значної зміни товщини перехідного шару (рис. 1, г–ж), а у зразках отриманих за 1 хв витримування також спостерігаються несуцільності алюмінію біля перехідного шару.

За збільшення температури розплаву до 760 °С спостерігається аналогічний характер товщини утвореного перехідного шару (рис. 1, и–к), однак всі досліджені зразки є щільними, а несуцільності у алюмінії біля перехідного шару відсутні.

Оскільки пружні властивості та механічна міцність шаруватих матеріалів підпорядковуються правилу сумішей [5], для отриманого композиту з товщиною алюмінієвого шару 0,5, 1 та 1,5 мм було розраховано міцність на розтяг σ_B, яка складає 370,4, 332,2 та 307,6 МПа відповідно.

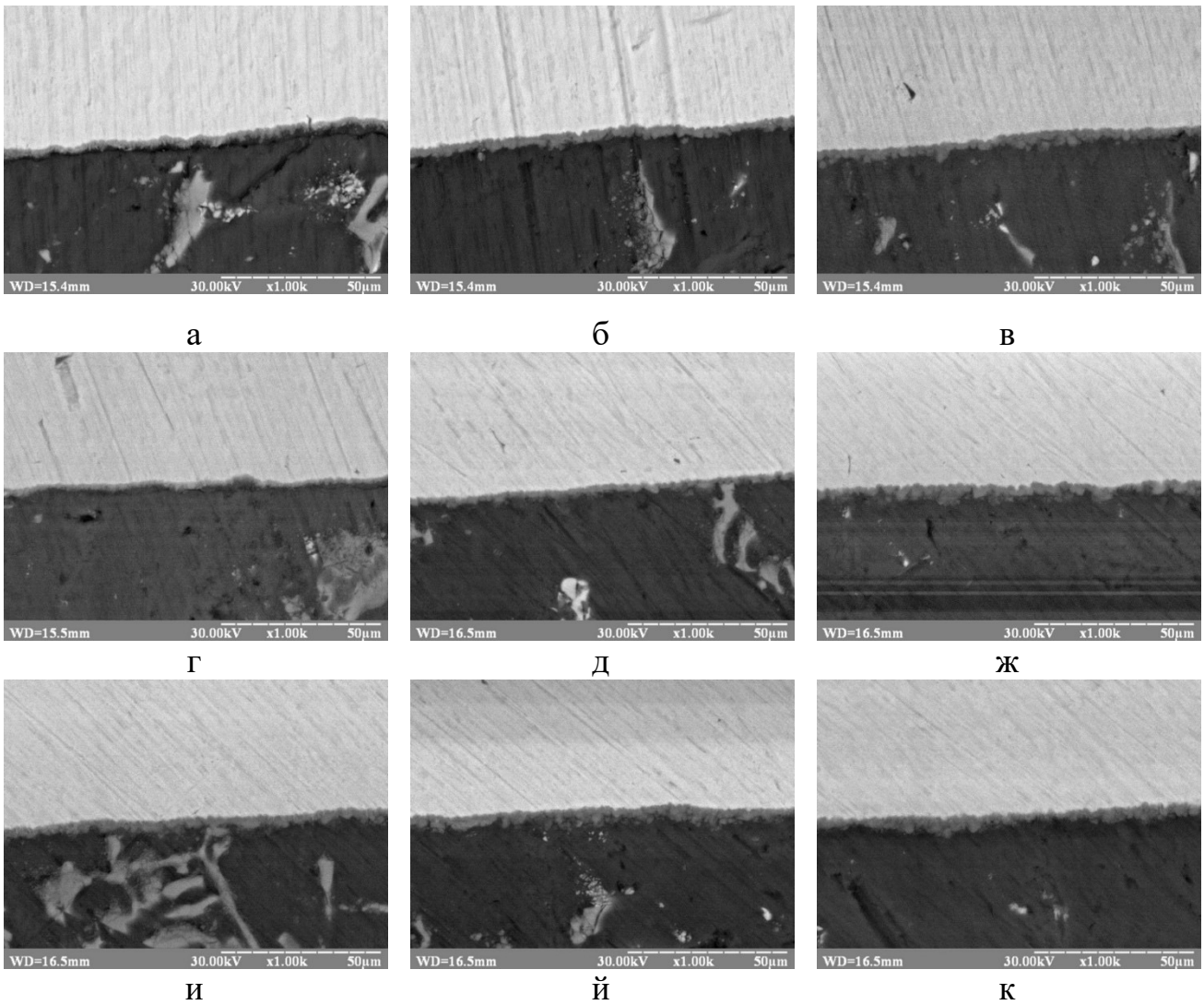


Рис. 1. Мікроструктура отриманого шаруватого композиту системи ВТ1-0/АК12 після просочення та витримування у розплаві за температур 680 °С (а–в), 720 °С (г–ж) і 760 °С (и–к) протягом 1 (а, г, и), 5 (б, д, й) і 10 хв (в, ж, к)

Встановлено, що збільшення температури просочення та часу витримування значним чином не впливає на товщину перехідного шару, який утворився у шаруватому титан-алюмінієвому композиційному матеріалі системи ВТ1-0/АК12. Проте збільшення досліджуваних технологічних параметрів, позитивно впливає на щільність алюмінієвого шару біля перехідної зони. Розраховані теоретичні значення міцності на розтяг σ_B для отриманого композиту з алюмінієвим шаром товщиною 0,5, 1 та 1,5 мм дозволяють зробити висновок про перспективність даного матеріалу.

Література

1. Luo J.-G., Acoff, V. L. Using cold roll bonding and annealing to process Ti/Al multi-layered composites from elemental foils // Materials Science and Engineering A. – 2004. – Vol. 379, № 1-2. – P. 164–172. https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.01.021

2. Qin L., Fan M., Guo X., Tao J. Plastic deformation behaviors of Ti-Al laminated composite fabricated by vacuum hot-pressing // Vacuum. – 2018. – Vol. 155. – P. 96–107. https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2018.05.021

3. Smirnova Y., Huriia I., Loboda P. Liquid phase fabrication technology of layered Ti/Al composite // U.P.B. Scientific bulletin, Series B: Chemistry and Materials Science. – 2021. – Vol. 83, № 4. – P. 273–282.

4. Смірнова Я. О., Гурія І. М. Мікроструктура та механічні властивості шаруватого литого композиту ВТ-6/Al // Метал і лиття України. – 2022. – Т. 30, № 1. – С. 84–90. https://doi.org/10.15407/steelcast2022.01.084

5. Sripathy A. P., Gupta M. Insight Into Layered Metal Matrix Composites // Encyclopedia of Materials: Composites. – 2021. – Vol. 1. – P. 121–139. https://doi.org/10.1016/B978-0-12-819724-0.00021-5

Дорошенко В. С.
(ФТІМС НАН України, Київ)

3Д-ДРУК ЛИВАРНИХ ФОРМ ДЛЯ КРУПНОТОННАЖНОГО ЛИТТЯ: VOXELJET VX9000 – НОВИЙ КРОК ЦИФРОВІЗАЦІЇ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА

E-mail: doro55v@gmail.com

Цифровізація та автоматизація стають все більш важливими в сучасному виробництві. Інформаційні технології трансформують промислові галузі, дозволяючи виконувати завдання оперативніше і точніше, здійснювати безперервний моніторинг виробництва, виключати зайві етапи роботи та досягати високої ефективності. І ливарне виробництво не є винятком [1]. У цьому контексті 3D-друк ливарних форм пропонує нові можливості як одна з ключових технологій для переходу до інтелектуального процесу лиття [2].

Протягом багатьох років 3D-друк ливарних форм обмежувався створенням прототипів та невеликих серій через технічні обмеження комерційного обладнання. Однак ця ситуація змінюється, в тому числі завдяки спільній роботі німецької компанії Voxeljet, GE Vernova та Інституту Фраунгофера. Вони успішно розробили та провели випробування широкоформатного 3D-принтера VX9000 (рис. 1) [3].

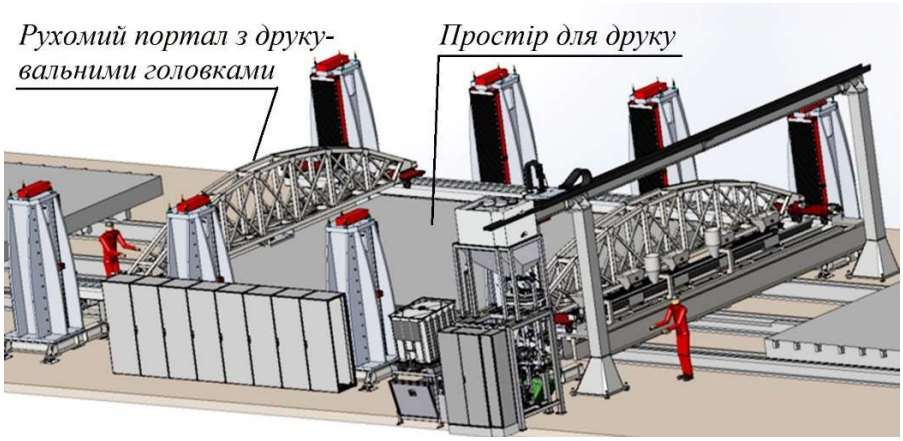


Рис. 1. Схема конструкції системи VX9000 за методом «binder jetting» [3]

Цей принтер використовує технологію струминного друку зв’язувальних компонентів та здатний створювати ливарні піщані форми у робочому просторі, аналогічному традиційній опоці (у просвіті), розміром 9×7×1,8 метра. Це дозволяє виготовляти форми для багатотонних виливків, що раніше було неможливо для адитивного виробництва. Однією з головних цілей проекту було прискорення виробництва литих деталей для морських вітрових турбін. Замість традиційних десяти тижнів, необхідних для виготовлення піщаних форм, новий процес скорочує цей термін до двох [3]. Експериментальні випробування на ливарному заводі Baettr у Швеції підтвердили, що піщані форми, виготовлені на VX9000, не тільки відповідають, а й перевершують за точністю традиційні аналоги (рис. 2).

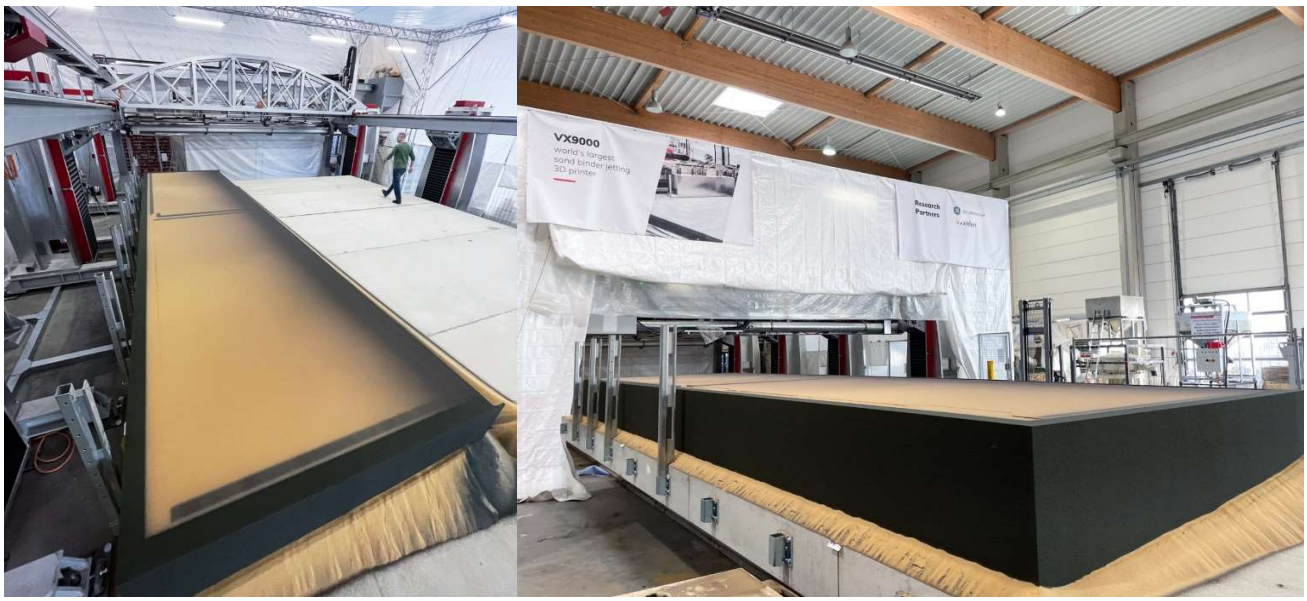


Рис. 2. Камера широкоформатного принтера VX9000 під час випробування на ливарному заводі Baettr (ліворуч) та зібраний друкувальний стіл (праворуч) [3]

Крім того, піщані форми значно легші у збиранні, а поверхні литих деталей потребують меншого очищення. Результати тестування були вражаючими: було виготовлено 20 референтних форм для виливків, найважчий з яких важив 7,2 тонни (рис. 3), і жоден з них не мав виявлених дефектів [3].



Рис. 3. Готовий багатотонний виливок [3]

Ця технологія демонструє, що 3D-друк ливарних форм більше не є нішевою технологією. Вона може бути застосована у великомасштабному виробництві для таких галузей, як вітроенергетика та гідроенергетика. Це дозволяє не лише скоротити терміни, а й зменшити логістичні витрати та пов'язані з ними викиди. Важливо зазначити, що VX9000 підтверджує: цифрова трансформація може бути успішно впроваджена навіть для найбільших і найскладніших ливарних процесів.

Література

1. Дорошенко В.С. Методи «цифровізації» ливарно-металургійного виробництва: віртуальний інжиніринг, цифровий двійник, адитивні технології. *Метал і лиття України*. 2021. № 3. С. 62-63. https://doi.org/10.15407/scin15.04.005.

2. Kang, Jw., Liu, Bl., Jing, T. et al. Intelligent casting: Empowering the future foundry industry. *China Foundry* 21, 409-426 (2024). https://doi.org/10.1007/s41230-024-4056-z

3. Tenorio-Lara A. VX9000 validated for multi-ton additive casting applications. *3D Printing Industry*. 12.09.2025. URL: https://3dprintingindustry.com/news/vx9000-validated-for-multi-ton-additive-casting-applications-244311/

Дорошенко В.С.
(ФТІМС НАН України, Київ)

ЦИФРОВИЙ ІНСТРУМЕНТАРІЙ МАШИНОБУДУВАННЯ: САМ-СИСТЕМИ, ШІ ТА АДИТИВНЕ ВИРОБНИЦТВО МЕТАЛОПРОДУКЦІЇ

E-mail: doro55v@gmail.com

Сучасне машинобудування переживає епоху стрімких змін, де цифрові технології стають основою для інновацій [1]. Успішне їх впровадження залежить від ґрунтовного розуміння ключових ринкових трендів, перспектив автоматизації та розвитку виробничих процесів. Коротко позначимо ключові тенденції у сфері автоматизованого проєктування, впливу штучного інтелекту (ШІ) та розвитку адитивного виробництва, що визначають майбутнє машинобудування.

Загальний важливий тренд – це стабільне зростання ринку програмного забезпечення для автоматизованого виробництва (CAM-систем). За оцінками [2], світовий ринок програмного забезпечення та пов'язаних послуг зростав у 2024 році та, як очікується, продовжить це зростання до 2025 року (рис. 1).

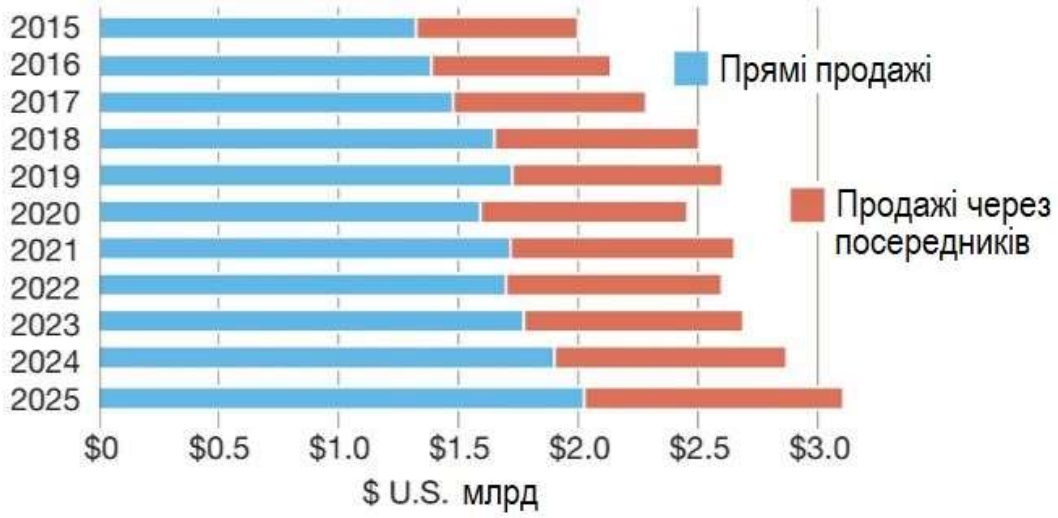


Рис. 1. Розвиток ринку програмного забезпечення CAM у 2015-2025 рр. [2]

Це свідчить про збільшення інвестицій у цифрові інструменти, які дозволяють оптимізувати виробничі процеси та підвищувати їх ефективність. Згідно зі звітом SimScale «Стан інженерного ШІ 2025» [2], 93 % інженерних керівників очікують, що ШІ забезпечить приріст продуктивності, при цьому 30 % очікують дуже високого приросту. Але лише 3 % сьогодні заявляють, що досягли такого рівня впливу.

Наступний тренд – інтеграція ШІ в інженерні виробничі процеси. Сьогодні більшість інженерних керівників очікують, що ШІ забезпечить значний приріст продуктивності. Хоча поточне застосування ШІ у проєктуваннях та симуляціях ще не повністю розкрило свій потенціал, прогнози вказують на суттєве зростання його впливу (рис. 2). Це відкриває широкі можливості для оптимізації проєктних рішень, скорочення часу на розробку і підвищення загальної ефективності.



Рис. 2. Поточний і потенційний вплив ШІ на продуктивність в інженерних виробничих процесах [2]

За даними Stellar Market Research, ринок ШІ оцінювався в 22,44 мільярда доларів США у 2024 році і, як очікується, досягне 104,2 млрд доларів США до 2032 року [2]

Нарешті, ключовою технологією, що формує майбутнє машинобудування, є адитивне виробництво металопродукції [2, 3]. Прогнози до 2032 року вказують на його експоненційне зростання, що дозволить створювати досконаліші та складніші деталі з меншими витратами (рис. 3). Це включає такі процеси, як селективне плавлення в порошковому шарі, направлене енергетичне осадження та струминне склеювання (екструзія). Зростання ринку свідчить про перехід від традиційних методів до більш гнучких і ефективних адитивних технологій.

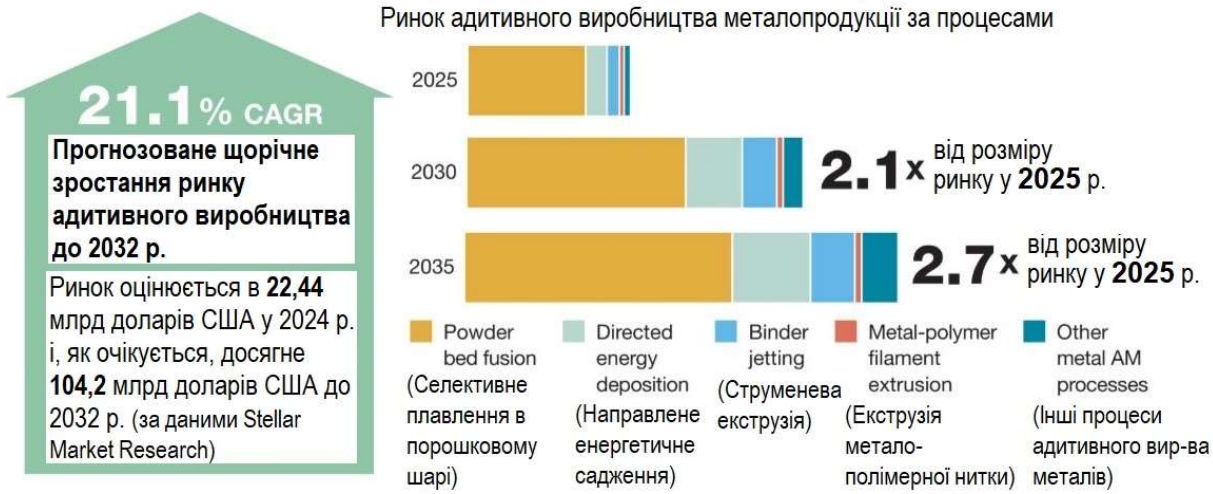


Рис. 3. Прогнозоване зростання ринку адитивного виробництва металів до 2035 року та розподіл за основними процесами [2]

Література:

1. Дорошенко В.С., Янченко О.Б., Клименко С.І. Про завдання та методи цифрової трансформації ливарного виробництва // Перспективи розвитку машинобудування та транспорту: збірник тез доп. ІІІ-ї Міжнародн. наук.-технічн. конф., Вінниця, 1-3.06.2023. – Вінниця: МОН України, ВНТУ, 2023. - С. 242-243.

2. Digital Engineering 24/7 [Електронний ресурс]. September 4. 2025. P. 3. Peerless Media. URL: https://www.digitalengineering247.com/ (дата зв-ня: 17.09.2025).

3. Дорошенко В.С., Калюжний П.Б. Про розвиток 3D-виробництва металовиробів і полімерних ливарних моделей // Лиття України. – 2021. – № 12. – С. 12-17.

Дорошенко В. С., Шейгам В. Ю.
(ФТІМС НАН України, Київ)

АЛЮМІНІЙ У ТЕХНІЦІ: 200 РОКІВ ВІД ВІДКРИТТЯ ДО ІНЖЕНЕРНОЇ ДОСКОНАЛОСТІ

E-mail: doro55v@gmail.com

У 2025 році світова наука і промисловість відзначають 200-річчя відкриття алюмінію – одного з найважливіших конструкційних матеріалів сучасності. У 1825 році данський фізик Ганс Крістіан Ерстед уперше виділив алюміній у лабораторних умовах, відновивши хлорид алюмінію амальгамою калію [1]. Це відкриття стало початком епохи, в якій легкий, хімічно активний метал перетворився з лабораторного феномену на один із фундаментів техносфери – від авіації до космосу.

Уже в 1854 році француз Анрі Сент-Клер Девіль започаткував перше промислове виробництво алюмінію шляхом відновлення глинозему натрієм [2]. Перші зливки масою 6–8 кг були представлені на Всесвітній виставці в Парижі у 1855 році, де алюміній демонстрували поруч із державними скарбами. Рідкісність і металевий блиск зробили алюміній символом престижу – імператор Наполеон ІІІ використовував столові прибори з алюмінію під час офіційних прийомів.

Прорив у масове використання металу стався після відкриття електролітичного способу добування алюмінію – процесу Голла-Еру (1886), який майже одночасно запропонували Чарльз Голл (США) і Пол Ерю (Франція) [3]. Цей метод, заснований на електролізі глинозему в розплавленому кріоліті, зробив алюміній доступним для промисловості. Вже до 1893 року світове виробництво перевищило 1000 тонн на рік.

Алюміній – третій за поширеністю елемент у земній корі після кисню і кремнію, але через високу хімічну активність він майже не зустрічається у вільному вигляді. Основною сировиною для його промислового добування стали боксити – алюмосилікатні породи з високим вмістом глинозему [4].

Унікальне поєднання властивостей – низька густина (2,7 г/см³), висока корозійна стійкість, добра електро- і теплопровідність, пластичність – зробили алюміній ідеальним конструкційним матеріалом. У сплавах, таких як дюралюміній, алюмінієво-літієві системи або силуміни, він досягає міцності понад 500 МПа при збереженні малої маси [5]. Саме ці сплави стали основою для ливарного виробництва складних тонкостінних деталей. Зокрема, сплави на основі системи Al–Si (силуміни) евтектичної та заевтектичної груп мають найвищу рідкотекучість серед кольорових сплавів, що забезпечує точне заповнення ливарних форм і мінімізацію усадкових дефектів у литві [6, 7].

У перші десятиліття після відкриття алюмінію промислове застосування отримали переважно деформовані сплави, в яких кремній (Si) вважався шкідливою домішкою. Цей підхід вплинув і на ливарників, які тривалий час уникали використання кремнію в ливарних алюмінієвих сплавах. Прорив стався на початку XX століття, коли було відкрито модифікуючу дію натрію (Na) на евтектику Al–Si. Саме це дозволило стабілізувати структуру сплаву, покращити механічні властивості та забезпечити широке промислове застосування ливарних алюмінієвих сплавів [8]. Цей етап розвитку припадає приблизно на 1910–1920 роки, коли ливарне виробництво кольорових металів почало активно формуватися як окрема галузь [9].

Перші літаки братів Райтів уже містили елементи з алюмінію. Під час Першої світової війни він став стратегічним матеріалом, а з другої половини XX століття – незамінним у авіаційній та космічній техніці [10, 11]. У сучасних літаках понад 70% маси конструкцій припадає на алюмінієві сплави. У автомобілебудуванні алюміній дозволив істотно знизити масу кузовів, поліпшити аеродинаміку й зменшити споживання пального. Першим серійним автомобілем з повністю алюмінієвим кузовом став Audi A8 (1994) [12, 13]. У 2020-х роках Tesla впровадила масштабне лиття алюмінієвих кузовних елементів методом лиття під тиском на гігантських пресах – Giga Press – що дозволило замінити десятки зварених деталей цільними ливарними компонентами, зменшивши вагу та витрати [14].

У космічній галузі алюміній – основа для баків ракет, опорних структур супутників і теплових екранів. Його застосування стало критичним для NASA і ESA завдяки ідеальному співвідношенню міцності до ваги та стійкості до температурних коливань [15-17].

Ще однією перевагою алюмінію є його майже 100 %-придатність до переробки без втрати властивостей. Переробка алюмінію потребує лише 5 % енергії, порівняно з первинним виробництвом, і дозволяє знизити викиди CO_2 до 90 % [18-21]. Близько 75 % алюмінію, будь-коли виробленого, досі перебуває в обігу [19, 21]. Це робить його ключовим ресурсом у циркулярній економіці та «зеленій» металургії [20].

Сучасні дослідження алюмінієвих матеріалів охоплюють широкий спектр напрямів – від створення наноструктурованих сплавів [22] і адитивного виробництва з алюмінієвих порошків чи дроту до фрикційного зварювання, лазерного напилення і гігакастингу – ресурсоефективного процесу лиття великих тонкостінних деталей. Ці технології суттєво підвищують конкурентоспроможність алюмінієвих компонентів у точному машинобудуванні, авіації, електромобілях, дронах та багатьох інших високотехнологічних виробах [19, 23].

Таким чином, алюміній сьогодні – це не просто конструкційний матеріал, а універсальний елемент техносфери: від побутових виробів і транспортних систем до енергетики, архітектури та цифрових технологій. Він перетворився на символ

інженерної досконалості та технологічного прогресу. Від експерименту Ерстеда до понад 60 мільйонів тонн щорічного виробництва – це історія про те, як наука, технології та промисловість здатні змінити світ [11].

Література

1. Habashi F. The beginnings of the aluminum industry // Nano Studies. – 2013. – Vol. 8. – P. 333–344.

2. Eskin D.G. Physical Metallurgy of Direct Chill Casting of Aluminum Alloys. – Boca Raton: CRC Press, 2008. – 326 p.

3. Ashkenazi D. How aluminum changed the world: A metallurgical revolution through technological and cultural perspectives // Technol. Forecast. Soc. Change. – 2019. – Vol. 146. – P. 431–439.

4. European Aluminium Association [Електронний ресурс]. – Режим доступу: https://european-aluminium.eu

5. Polmear I.J. Light Alloys: From Traditional Alloys to Nanocrystals. – Oxford: Butterworth-Heinemann, 2006. – 379 p.

6. Aluminum Silicon Alloys Guide: Types, Properties and Machining Practices [Електронний ресурс]. – Режим доступу: https://richconn.com/aluminum-silicon-alloys

7. Advantages of Casting Aluminium Alloys with Silicon [Електронний ресурс]. – Режим доступу: https://aluminium-guide.com/aluminium-silicon-casting-alloys

8. Möller H., Govender G., Stumpf W. The effect of sodium modification on the fatigue properties of Al–Si–Mg casting alloys // International Journal of Cast Metals Research. – 2009. – Vol. 22, № 6. – P. 417–421. – [Електронний ресурс]. – Режим доступу: https://doi.org/10.1179/174313309x436682

9. Davis J.R. Aluminum and Aluminum Alloys. - ASM International, 1993. -416 p.

10. Zaki A., Fouad H., Abdelwahab M. et al. Applications of aluminum and aluminum alloys in aerospace industry // Materials Today: Proceedings. – 2020. – Vol. 27. – P. 2401–2406.

11. History of aluminium in the aerospace industry [Електронний ресурс]. – Режим доступу: https://femltd.com/2022/12/08/history-of-aluminium-in-the-aerospace-industry

12. Hirsch J. Aluminium in innovative light-weight car design // Materials Transactions. – 2011. – Vol. 52, № 5. – P. 818–824. – https://doi.org/10.2320/matertrans.L-MZ201132.

13. Aluminium Car Body in Audi A8 [Електронний ресурс]. – Режим доступу: https://aluminium-guide.com/aluminium-car-body

14. Giga Press [Електронний ресурс]. – Режим доступу: https://en.wikipedia.org/wiki/Giga_Press

15. NASA Technical Reports Server (NTRS) [Електронний ресурс]. – Режим доступу: https://ntrs.nasa.gov (дата звернення: 14.05.2025).

16. Cooling aluminium alloy research [Електронний ресурс] // ESA. – Режим доступу: https://www.esa.int/Science_Exploration/Human_and_Robotic_Exploration/Research/Cooling_aluminium_alloy_research

17. Aluminum in Space Travel: Beyond Earth’s Atmosphere [Електронний ресурс] // Elka Mehr. – Режим доступу: https://elkamehr.com/en/aluminum-in-space-travel-beyond-earths-atmosphere

18. Subramanian S. Recycling of Aluminum: Science and Technology. – Boca Raton: CRC Press, 2017. – 284 p.

19. Kumar K.S., Suresh S., Chisholm M.F., Horton J.A., Wang P. High strength, high ductility nanostructured metals // Progress in Materials Science. – 2003. – Vol. 48, № 4. – P. 377–416. https://doi.org/10.1016/S0079-6425(02)00003-2

20. Aluminium recycling saves 95% of energy [Електронний ресурс] // International Aluminium Institute. – Режим доступу: https://international-aluminium.org

21. Sustainability – Recycling [Електронний ресурс] // Aluminum Association. – Режим доступу: https://www.aluminum.org/Recycling

22. Гнатуш В.А., Дорошенко В.С. Рост производства алюминиевого литья в начале XXI века // Металл и литье Украины. – 2019. – № 3-4. – С. 25-33.

23. Martin J.H., Yahata B.D., Hundley J.M. та ін. 3D Printing of High-Strength Aluminium Alloys // Nature. – 2017. – Vol. 549. – P. 365–369.

Режим доступу: https://doi.org/10.1038/nature23894.

Дорошенко В. С.
(ФТІМС НАН України, Київ)

ДО 70-РІЧЧЯ СТВОРЕННЯ ШТУЧНОГО ІНТЕЛЕКТУ ТА ЙОГО МОЖЛИВОСТІ ЗАСТОСУВАННЯ В ЛИВАРНОМУ ВИРОБНИЦТВІ

E-mail: doro55v@gmail.com

У 1955 році четверо науковців – Джон Маккарті, Марвін Мінський, Клод Шеннон і Натан Рочестер – зібралися разом на кілька тижнів інтенсивних дискусій, щоб обговорити просте, але амбітне питання: чи може будь-яка форма інтелекту бути формалізована настільки, щоб її вдалося змоделювати за допомогою комп’ютера? Їхній висновок був однозначний: не лише може – вона повинна бути змодельована [1]. Ця зустріч дала початок тому, що згодом називатимуть народженням штучного інтелекту, бо саме в тому році у пропозиції до конференції Джон Маккарті запропонував новий термін – штучний інтелект (ШІ), щоб відокремити цю нову область від кібернетики та класичної автоматизації [1].

У 1956 році вони організували Дартмутську конференцію – шеститижневий семінар, під час якого двадцятеро науковців з різних галузей обговорювали те, що на той момент ще не мало ані методології, ані рамок, ані чітких меж. Темами обговорень стали: обробка природної мови, нейронні мережі, теорія обчислень, механізми навчання, абстрактне мислення, а також творчість. Запропонований термін ШІ звучав амбітно, навіть провокаційно, але ідеально відповідав духу часу. Дартмутська конференція не стала моментом прориву в технічному сенсі. Не було гучних відкриттів чи готових систем. Але саме там вперше було окреслено напрям дослідження: інтелект як об'єкт моделювання. Саме там ШІ отримав ім’я, напрямок і, головне, концепцію, що стала основою на десятиліття.

Загалом, історія ШІ – це історія накопичення, а не раптового осяяння. Технології дозрівають повільно, часто непомітно, і майже завжди — пізніше, ніж передбачають футурологи. Але коли вони дозрівають, вони не просто виконують окремі завдання — вони змінюють самі правила гри. І в цьому немає нічого магічного: лише скрупульозна, наполеглива робота, що триває вже понад сім десятиліть [2].

Сьогодні ШІ став ключовим інструментом у багатьох галузях промисловості, і ливарне виробництво – одна з тих сфер, де його потенціал здатен реалізуватися із суттєвою вигодою. Як основа металообробної галузі та заготівельне підґрунтя машинобудування, ливарне виробництво зазнає суттєвих змін під впливом новітніх технологічних досягнень. Процес лиття розвивається в напрямку інтелектуальної парадигми, яка передбачає автоматизацію, екологізацію та інтелектуалізацію, що привертає все більше уваги з боку академічних та промислових спільнот [3].

Впровадження ШІ у ливарну сферу здатне охопити всі етапи життєвого циклу продукції – від проектування моделей і форм до контролю режимів плавки, заливання металу, охолодження та остаточної обробки виливків. Завдяки здатності аналізувати великі обсяги даних, прогнозувати поведінку матеріалів, оптимізувати технологічні параметри, ресурсну та екологічну ефективність, ШІ має потенціал для значного покращення якості продукції, зменшення витрат і скорочення виробничих циклів [4].

Практичні кейси демонструють, що застосування машинного навчання у ливарному виробництві дозволяє не лише автоматизувати контроль якості, а й адаптувати параметри процесу в реальному часі. Наприклад, у виробництві металевих виливків ШІ використовується для прогнозування дефектів, оптимізації режимів охолодження та вибору складу сплавів [5].

Окремі дослідження показують, що навіть при обмежених наборах даних можливо досягти високої точності оптимізації процесів лиття. Застосування фазових моделей у поєднанні з машинним навчанням дозволяє прогнозувати мікроструктуру та механічні властивості виливків [6]. Більше того, ШІ дозволяє вийти за межі оптимізації окремих операцій, забезпечуючи інтеграцію ливарних

процесів із суміжними виробничими етапами. Наприклад, системи ШІ можуть адаптувати параметри лиття так, щоб мінімізувати потребу в механічній обробці або підібрати оптимальні режими термообробки виливків з урахуванням їхнього початкового стану.

Особливо перспективним напрямом є поєднання ШІ з адитивними технологіями. 3D-друк розширює можливості інтелектуального проектування: ШІ здатен створювати цифрові моделі форм і виливків, які потім реалізуються у вигляді піщаних форм або полімерних моделей. Це відкриває шлях до комплексного управління виробничим ланцюгом – від віртуального інжинірингу [7], через 3D-друк, формовку, заливання, охолодження, термообробку – аж до фінішних операцій. ШІ може оптимізувати кожен із цих етапів, зменшуючи дефекти, скорочуючи тривалість циклу та підвищуючи якість кінцевої продукції.

Крім залучення ШІ до інтелектуального проектування ливарних форм і оснастки, він дедалі активніше застосовується в металургії загалом – для аналізу великих масивів даних, прогнозування властивостей сплавів, оптимізації режимів плавки та охолодження металопродукції. Це створює основу для міжгалузевої інтеграції, де ливарне виробництво є частиною ширшої цифрової екосистеми [8]. Сучасні моделі дозволяють враховувати складні термодинамічні та структурні параметри, що раніше вимагали тривалих експериментальних досліджень [6, 7].

Все більше проектування сучасного ливарного цеху наближається до впровадження інтелектуальних систем, інтегрованих з датчиками та камерами, які контролюють кожен етап – від вибору сировини до затвердіння виливка, включно з обрубкою, очищенням і термообробкою. Машинне навчання дозволяє адаптувати параметри лиття до конкретних завдань, забезпечуючи близькі до ідеальних умови виготовлення. Завдяки концепції цифрових двійників виробництво стає передбачуваним: експерименти моделюються у віртуальному середовищі до їх фізичного втілення [9].

Загалом, світова промисловість поступово переходить до безперервного виробництва, здатного автоматично реагувати на зміни попиту. У цьому контексті

ливарне виробництво, яке довгий час вважалося традиційним, вступає в нову еру – еру цифрової інтелектуалізації, де ШІ забезпечує точність, персоналізацію, зниження витрат і підвищення ефективності [9].

Водночас інтеграція ШІ у ливарне виробництво пов'язана з викликами, серед яких – потреба у великих обсягах якісних даних, узгоджених з діючими нормами і стандартами, а також доступних для перевірки у будь-який час, складність інтерпретації результатів, питання кібербезпеки та необхідність підготовки фахівців із суміжними знаннями. Проте активні дослідження і впровадження «розумних» виробничих систем обіцяють революційні зміни, що сприятимуть створенню більш стійких, ефективних і інноваційних виробничих екосистем.

ШІ не слід сприймати лише як інструмент автоматизації. Це потужний каталізатор науково-технічної трансформації, який розширює творчі можливості інженерів, водночас «перевіряючи» їхню компетентність – за принципом «довіряй, але перевіряй» – і дозволяючи зосередитися на стратегічних та етичних аспектах розвитку виробництва. Інтеграція ШІ у ливарне виробництво – закономірний еволюційний крок, що сприяє ресурсоефективності, сталому розвитку та створенню металопродукції найвищої якості.

На завершення слід зазначити, що вплив ШІ вже не обмежується сферою вдосконалення виробничих технологій, а охоплює методологію створення знань. У світоглядному вимірі людина створила «калькулятор», який 70 років тому назвала інтелектом. Замість того, щоб просто відповідати на запитання, ШІ, ніби іронічно дивиться на людину, запитуючи: де ж твої запитання? Тепер такий кібер-калькулятор породжує сумнів: хто є джерелом знань – людина чи машина? Хто кого навчає? І - врешті-решт - хто більше кого питає?

Література

1. McCarthy J., Minsky M. L., Rochester N., Shannon C. E. A proposal for the Dartmouth Summer Research Project on Artificial Intelligence. – 1955. – URL: http://jmc.stanford.edu/articles/dartmouth/dartmouth.pdf

2. Світлик Ю. Звідки взявся штучний інтелект: історія розчарувань та успіху // Censor.net. – 2020. – URL: https://censor.net/ua/blogs/3562981

3. Kang Jw., Liu Bl., Jing T., та ін. Intelligent casting: Empowering the future foundry industry // China Foundry. – 2024. – No. 21. – P. 409–426. https://doi.org/10.1007/s41230-024-4056-z

4. Bhagwat V., Kamble D.A., Kore S.S. An overview of machine learning applications in metal casting industries // *Archives of Metallurgy and Materials*. – 2024. – Vol. 69, No. 4. – P. 1577–1584. https://doi.org/10.24425/amm.2024.151428

5. Kulkarni P.M., Gokhale P., Appasaba L.V., Lakshminarayana K., Tigadi B.S. Artificial intelligence and machine learning for foundry industry: a case study of Belagavi foundry industry // Lecture Notes in Electrical Engineering. – 2022. – V. 928. – P. 161–174. https://doi.org/10.1007/978-981-19-5482-5_15

6. Pei X., Hou H., Zhao Y. A Review of Intelligent Design and Optimization of Metal Casting Processes // Acta Metallurgica Sinica (English Letters). – 2025. https://doi.org/10.1007/s40195-025-01891-5

7. Дорошенко В.С. Методи «цифровізації» ливарно-металургійного виробництва: віртуальний інжиніринг, цифровий двійник, адитивні технології. Метал і лиття України. – 2021. – № 3. – С. 62-66. https://doi.org/10.15407/steelcast2021.03.062

8. Muntin A.V., Zhikharev P.Yu., Ziniagin A.G., Brayko D.A. Artificial Intelligence and Machine Learning in Metallurgy. Part 1 // Metallurgist. – 2023. – V. 67. – P. 886–894. https://doi.org/10.1007/s11015-023-01576-3

9. Смоляк Ю.Ю., Холодницька А.В. Штучний інтелект в управлінні підприємством: трансформація ролі менеджера в індустрії 4.0 // Проблеми сучасних трансформацій. – 2024. – №11. https://doi.org/10.54929/2786-5738-2024-11-04-12.

Дорошенко В. С.
(ФТІМС НАН України, Київ)

ОПТИМІЗАЦІЯ МЕТОДУ ЛИТТЯ З ВАКУУМУВАННЯМ ПОЛІМЕРНОЇ МОДЕЛІ, ЩО ГАЗИФІКУЄТЬСЯ, У ПІЩАНІЙ ФОРМІ

E-mail: doro55v@gmail.com

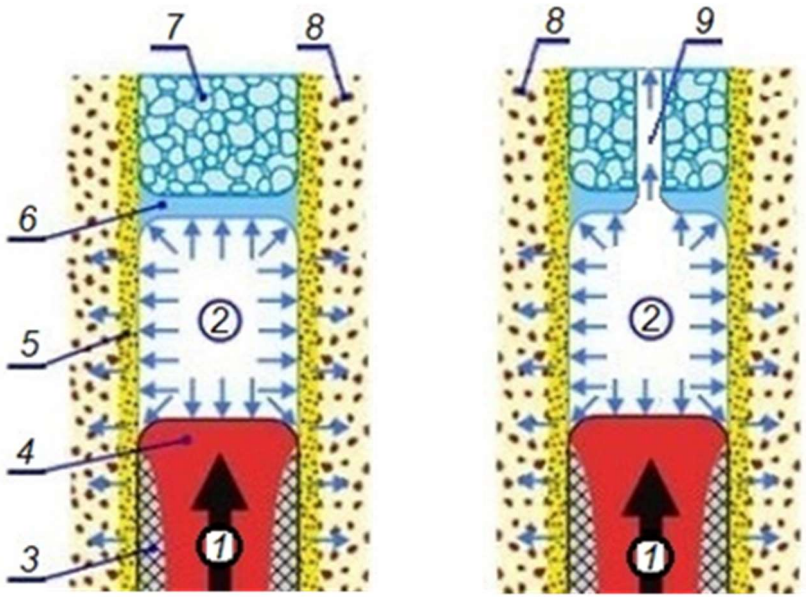
Традиційний метод лиття металу за моделями, що газифікуються (ЛГМ-процес), передбачає відведення продуктів газіфікації полімерної моделі з робочої порожнини вакуумованої форми крізь пори протипригарної фарби та піску ливарної контейнерної форми. Однак, попри безперечні превагами цього методу як економного та одного з недорогих за собівартістю литва процесу, його поширення ускладнює наявність підвищеного тиску газів у порожнині форми під час заливання металу, а також присутність в цих газах сажистих компонентів (вуглецю), які можуть проникати в литий метал. Крім того, газифікація моделі є ендотермічним процесом, що потребує перегрівання металу, що заливається, порівняно з литтям у традиційні порожнисті форми. Тривалість заливки (формозаповнення) дещо подовжується, а порушення оптимального функціонування системи «метал-модель-форма» може приводити до браку литва, зокрема недоливів та спаїв.

В останніх роботах ФТІМС НАН України досліджуються методи «підключення» вакууму з піщаного середовища форми до її порожнини в процесі заміщення моделі металом [1, 2]. За виразом В. С. Серебро, зазор між розплавленим металом і моделлю, що газифікується, є рухомим джерелом газовиділення [3]. Саме це джерело запропоновано сполучити з вакуумованим піщаним середовищем форми за допомогою вентиляційних каналів (вентканалів) в моделі. Це дозволить не лише зменшити тиск газів, а й забезпечити вакуумування металу під час його заливання у форму [4].

Якщо традиційна модель з пінополістиролу (ППС) зазвичай негазопроникна, то в ній виконують вентканали, наприклад, механічними чи термомеханічними методами шляхом попереднього закладання дротяної спіралі у стінку моделі при її виготовленні в прес-формі з подальшим видаленням цієї спіралі з моделі [5], або

пропаленням такого каналу вздовж поверхні стінки моделі знизу вгору в положенні моделі в ливарній формі [6].

Перехід від традиційних методів відведення газу при ЛГМ з протитиском (вище атмосферного тиску) цього газу на метал в порожнині форми до методу помірного вакуумного впливу (нижче атмосферного тиску) на гази над рівнем металу, що заливається в форму та газифікує-заміщає модель, і на сам метал схематично ілюструється на рис. 1 (позначення вказано в підрисунковому підписі).



а б

1 – напрям заповнення форми металом; 2 – тиск газу; 3 – плівка (кірка) металу; 4 - розплав металу; 5 – протипригарна фарба; 6 – розплав ППС; 7 – ППС; 8 – сухий вакуумований пісок; 9 – газовідвідний (вентиляційний) канал

Рис. 1. Схема заповнення розплавом металу форми при газифікації моделі з ППС: а – за традиційним способом, б – з вентиляцією

Вентканал 9 (рис. 1) виводиться на верхню точку моделі та продовжується трубчастим випором. Такі трубчасті випори було надрукувано на 3D-принтері Bambu Lab (рис. 2). Товщина стінки їх трубки – 0,1 мм, діаметр – 7 мм. Тонший кінець трубчастого випору вставляли в канал 9 на моделі, а в отвір з конусним розширенням до 25 мм (по діаметру) вставляли венту у вигляді кришки з щілинами чи порами, які пропускали газ, але не пропускали пісок [3]. Розширенням верхньої

частини вертикального трубчастого випору досягалося те, що сумарна площа пор піску при контакті з ним наближалась до прохідної площі отвору тонкої частини випора.

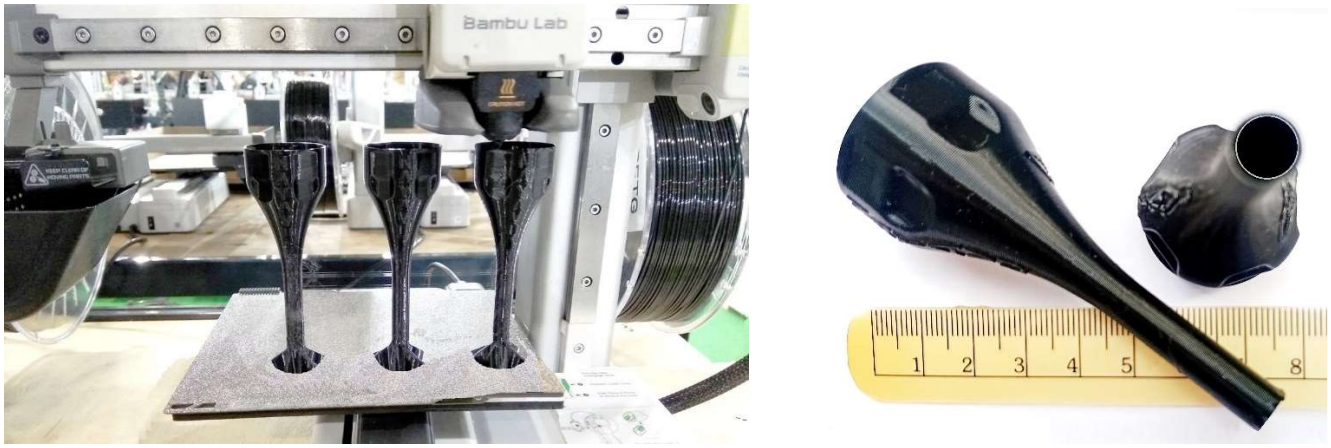


Рис. 2. 3D-друк трьох випорів на принтері з чорного філаменту PLA, а також трубчастий випор з конусним розширенням в двох видах

Для друкованих моделей з більшою газотвірністю, ніж традиційні моделі з ППС, запропоновано їх цифрове проектування на комп'ютері зразу з газовивідними каналами, що виконуються в процесі друкування [2]. В іншому варіанті такі моделі друкуються з відкритими порами, що забезпечує спрямовану (транзитну) пористість стінок моделей знизу вгору. Це дозволяє відводити газ крізь такі пори і трубчастий випор в пори піску вакуумованої форми.

Таким чином, проблему високого тиску газів в процесі газифікації моделі вирішували шляхом створення вентканалів у конструкції ливарної моделі, які проектуються на її цифровому кресленні. Вони пролягають у напрямку заміщення моделі розплавом металу та продовжуються полімерними трубками (випорами) у верхніх точках моделі для виходу газів у пісок форми крізь газопроникні венти на вихідних кінцях цих трубок.

На відміну від традиційних методів створення вентканалів механічним способом чи пропалюванням, автоматизація виготовлення таких каналів у ході 3D-друку значно знижує трудомісткість процесу, незалежно від складності конфігурації ливарних моделей. При цьому вентиканали можуть мати численні

згини вздовж тонких стінок моделей, що практично неможливо здійснити іншими методами. Отже, застосування вентканалів, віддрукованих в тілі моделі, суттєво змінює підхід до відведення газів у ЛГМ-процесі.

Виконання вентканалів не звільняє від потреби проєктувати та друкувати пористі моделі з мінімальною густиною. Також компромісним рішенням в цьому напрямі стало комбінування модельних конструкцій, що поєднують друковані елементи зі вставками з традиційного ППС. Як варіант, у місцях стикування цих елементів при друкуванні забезпечуються повздовжні борозенки, які при контакті із вставками створюють вентиканали. Це дозволяє зменшити витрати на виготовлення моделей, забезпечуючи стабільні умови відведення газів.

Теоретичні розрахунки вакуумування стінок моделей показують, що, якщо на виході з типового для ЛГМ водо-кільцевого вакуумного насосу (ВВН) досягається вакуум – 0,8 атм (по вакуумметру, що відповідає залишковому тиску близько 20 кПа), то на поверхні ливарної моделі у вакуумованому піску форми в контейнерній опоці залишковий тиск може досягати 40-50 кПа. Для цього слід застосовувати вакуумпроводи не нижче ДУ 50. Тоді на поверхні венти випора залишковий тиск можна підтримувати на рівні 60-70 кПа для відкачування газів, що утворюються у вищевказаному зазорі, та впливу на поверхню металу для його засмоктування, який заливається крізь стояк під атмосферним тиском близько 100 кПа на рівні заливної лійки чи чаші на ливарній формі. При цьому з боку форми на межі «метал-форма» діє газовий тиск близько 40-50 кПа, а в зазорі при виході газів крізь випор тиск на 20 кПа вищий (близько 60-70 кПа). Невисокий тиск в зазорі (на противагу традиційному протитиску до 124 кПа [7]), ослаблений вакуумуванням моделі крізь випор, запобігає утворенню механічного пригару. На практиці при традиційному ЛГМ нерідко стравлюють вакуум форми для зменшення перепаду тиску в зазорі.

Практичні випробування показали, що рівень вакууму (розрідження) на поверхні вент був нижчим від його рівня на поверхні моделі завдяки герметизуючо-протипригарному її покриттю. Це створювало оптимальні умови для газифікації

моделі і не порушувало перепад тиску на піщану поверхню, запобігаючи осипанню піску форми.

Хоча практично не існує методів гравітаційного лиття в піщані форми з ефектом вакуумного всмоктування металу, вакуум у порах піску форми, який крізь трубчастий випор частково (ослабляючись потоком газу) передається до поверхні металу, виконує роль своєрідного насоса. Він видаляє гази одночасно з впливом на метал і збереженням умов статичної стабільності стінок форми при його заливанні. Це забезпечує кращі умови формозаповнення при заміщенні моделі, порівняно з традиційним методом ЛГМ. Вакуумування металу також позитивно впливає на його здатність проливання тонкостінних стінок, порівняно з литтям в порожнинні форми під атмосферним тиском. Рівень вакуумного відведення газів у товщу піщаної форми доцільно проєктувати за принципом «чим більша газотвірність моделі, тим інтенсивніше слід видаляти гази з піщаної форми за умови непорушності її стінок». Цей принцип стає особливо корисним при переході від моделей із ППС до друкованих моделей з вищою газотвірністю, оскільки адитивні технології дають змогу змінювати конфігурацію виливків, включно з внутрішніми каналами для відведення газів, лише за рахунок внесення змін у цифрову модель продукції без наступного переформатування виробничого базису.

Додатковою перевагою запропонованої технології є можливість виведення разом із газами дрібних частинок сажі, що запобігає їх негативному впливу на якість виливка і особливо важливо для сплавів, що можуть реагувати з вуглеводневими продуктами термодеструкції полімерних матеріалів. Застосування регульованого вакууму в порожнині форми не лише запобігає гальмуванню течії металу та недоливам, але й може підвищити якість поверхні готових виливків разом з проливанням їх особливо тонкостінних елементів.

Описаний метод дозованого вакуумного впливу на метал корисний також для виготовлення армованих виливків по ЛГМ-процесу. Арматура, діючи як внутрішній холодильник, охолоджує метал, гальмуючи його затікання в форму. Ефект вакуумного всмоктування, навпаки, сприяє формозаповненню, що розширює спектр армування виливків при ЛГМ, включно із застосуванням у

виливках армуючих перфорованих каркасів з підвищеною (завдяки перфорації) контактною поверхнею і відповідним впливом арматури на розплав матричного металу.

Запропонований спосіб переходу від підвищеного тиску газів на метал до керованого вакууму в порожнині форми для ЛГМ з ППС-моделями та друкованими полімерними моделями відкриває нові перспективи підвищення технологічної гнучкості та цифровізації цього ливарного методу, головні переваги для якості виливків якого ґрунтуються практично на нескладних законах фізики, а ливарна форма складається лише з вогнетривкого піску і знаходиться під активним відведенням газів за рахунок вакуумування при заповненні її рідким металом.

Застосування 3D-друку для виготовлення випорів і моделей різної конфігурації дозволяє швидко оптимізувати програмними методами та змінювати дизайн вентиляційних систем і загалом металовиробів, скорочує тривалість технологічної підготовки виробництва нової продукції та не потребує складного і дорогого металевого оснащення для спікання моделей з ППС. Впровадження цієї технології в промислове виробництво сприятиме підвищенню конкурентоспроможності вітчизняних ливарних підприємств та розширенню їх технологічних можливостей.

Література

1. Серебро В.С. Основы теории газовых процессов в литейной форме. – М: Машиностроение, 1991. – 208 с.

2. Патент 157522 Україна, МПК B22 C7/02, B22C 9/04. Спосіб лиття металу за 3D-друкованими моделями, що газифікуються у вакуумованих формах з сипкого піску / П.Б. Калюжний, І.А. Шалевська, О.В. Нейма, С.О. Кротюк, В.С. Дорошенко, В.О. Шинський, С. І. Клименко. Опубл. 30.10.2024. Бюл. 44.

3. Дорошенко В.С., Калюжний П.Б. Дьяченко М.М. Лиття за газопроникними полімерними моделями, що газифікуються з відкачуванням по вентканалах газів із робочої порожнини форми // Процеси лиття. 2024. № 2. С.19-28. https://doi.org/10.15407/plit2024.02.019.

4. Дорошенко В.С., Шинский В.О. Від надмірного тиску до помірного вакууму в порожнині ливарної форми з полімерною моделлю, що газифікується. Литво. Металургія. 2025 / Під заг. ред. Пономаренко О.І. – Харків, НТУ «ХПІ». С. 93-97.

5. Патент 91224 Україна, МПК В22С 9/02. Спосіб формування за разовими моделями / О.Й. Шинський, В.С. Дорошенко, О.В Нейма. - Опубл. 25.06.2014, Бюл. № 12.

6. Патент 154450 Україна, МПК В22 С7/02, В22С 9/04. Спосіб лиття металу за моделями, що газифікуються / В.С. Дорошенко, О.Б. Янченко. Опубл.15.11.2023, Бюл. №46.

7. Шинский О.И. Газогидродинамика и технология литья железоуглеродистых и цветных сплавов по газифицируемым моделям. К.: Автореф. дисс. д. т. н. 1997. 43 с.

Дорошенко В. С.
(ФТІМС НАН України, Київ)

ЛОКАЛЬНЕ ЛЕГУВАННЯ ЛИТИХ ДЕТАЛЕЙ ВІЗКІВ ВАНТАЖНИХ ВАГОНІВ ПРИ ЛИТТІ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ

E-mail: doro55v@gmail.com

Литі деталі візка вантажного вагона є особливо відповідальними та, водночас, найбільш проблемними компонентами ходових частин. Щорічно на залізницях колії 1520 мм фіксуються десятки їх зламів, що призводить до значних збитків [1]. Тому важливим завданням є покращення тріщиностійкості та корозійної стійкості цих деталей у зонах концентрації напружень. Одним з перспективних напрямків є додаткове локальне легування низьколегованої сталі безпосередньо під час лиття, зокрема з використанням переваг лиття за моделями, що газифікуються (ЛГМ-процес).

Аналіз існуючих методів локального легування показав, що відомий метод легування металу виливків при ЛГМ, в якому легувальні елементи у вигляді порошків додаються до пінополістиролу (ППС), з якого виготовляються ливарні

моделі. Рівномірний розподіл у пінопласті частинок легуючих порошків отримують шляхом змішування їх з гранулами частково спіненого пінополістиролу та подальшого формування заготовки. [2]. Подібний спосіб введення лігатури в модель при ЛГМ описано і патенті [3], легуючі добавки подрібнюються і впроваджуються всередину попередньо спінених гранул ППС.

Порошкові та подрібнені лігатури, що мають велику площу поверхні дрібних зерен, як правило, мають багато окислів, які можуть забруднювати метал неметалевими включеннями. Також недоліком таких способів є те, що об'ємне легування часто економічно недоцільне. Для серійних деталей, в яких при експлуатації руйнуються чи зношуються певні ділянки, перспективним є застосування методу локального легування, за допомогою якого можна забезпечити міцнісні властивості в окремих областях деталі, зокрема на такому ж рівні, як і при виконанні наплавлення. Але собівартість деталі з наплавленням в кілька раз вище, ніж при локальному легуванні введення легуючих компонентів (наприклад, у вигляді порошкового дроту). Це указано в роботі [4], але при описі в ній технології лиття крупних заготовок процес ЛГМ не застосовується. Для виготовлення середньо- та великогабаритних виливків типовим є лиття у піщано-глинисті форми з піщаної суміші високої міцності чи з холоднотвердних піщаних сумішей, яке дорожче за собівартістю, ніж їх виготовлення за ЛГМ-процесом. Також в роботі [5] пояснено користь економного легування.

Інші методи, як-от встановлення скоб [6] або вставок із порошкового [7] у піщані форми, можуть призводити до пошкодження стінок форми, забруднення металу та нерівномірного розподілу легувальних елементів. Потовщення та додаткові ребра на конструкції [8, 9] також мають недоліки, оскільки можуть спричиняти усадкову пористість, збільшувати масу виливка та вимагати зміни технологічної оснастки. Враховуючи жорсткі умови експлуатації та високі навантаження на деталі візка, описані в роботі [10], існує гостра потреба у розробці нового, економічного і ефективного способу легування.

Вибір легувальних елементів обґрунтовано даними з монографії [11], в якій зазначено, що при незначних кількостях хром збільшує конструкційну міцність

сталі. Нікель також підвищує міцність сталі, підвищуючи більше межу плинності, ніж тимчасовий опір розриву. Мідь викликає дисперсне зміцнення сталі.

На основі аналізу літератури нами розроблено новий спосіб локального легування. Процес включає розміщення у стінках полімерної моделі в зонах концентрації напружень відрізків дроту або стрічки з ніхрому (Х20Н80) та міді (М1). Ці відрізки товщиною 0,5–1,0 мм, які розміщують при кімнатній температурі або попередньо нагрітими до 100–150 °С (рівня плавлення ППС), після заливання розплавом сталі повністю розчиняються, сплавляючись з ним. Кількість ніхрому обрано в межах 12–15 г на 1 кг сталі, а міді – 2–5 г на 1 кг сталі.

На відміну від порошкових лігатур, запропоновані нами матеріали мають мінімальне оксидне покриття і добре розчиняються в розплаві. Вони надійно фіксуються в стінках моделі та не переносяться потоком металу, що підтверджується наявністю точкових кінчиків дроту на поверхні отриманих виливків у місцях легування. Такий підхід забезпечує ефективне легування без надмірного охолодження металу. Вибір легувальних добавок обумовлений тепловим балансом ЛГМ-процесу, де висока температура заливання (1550–1600 °С для сталі 20ГЛ) та відновлювальна атмосфера (від газифікації моделі з вуглеводнів) в контакті з розплавом металу сприяють високому засвоєнню елементів. Згідно з даними [12], при такому дозуванні засвоєння нікелю та хрому становить не менше 60 %, що забезпечує їх вміст у локальних зонах на рівні 0,57–0,71 % Ni та 0,14–0,18 % Cr. Засвоєння міді досягає 95 %, забезпечуючи її вміст 0,20–0,50 %. Це дозволяє в зонах локального легування отримати сталь 20ГЛ з поліпшеними механічними характеристиками та корозійною стійкістю без повного легування всієї маси сплаву.

Для перевірки придатності способу було вилито за ЛГМ-процесом пробні зразки у вигляді циліндричних брусків Ø30×150 мм (ГОСТ 1497-84). Після нормалізації цих брусків при температурі 900 °С з брусків вирізали зразки і виконали випробування на розтяг згідно з ДСТУ EN ISO 6892-1:2017. Отримано механічні показники, не нижчі за аналогічні для сталі 20ГФЛ. Завдяки поєднанню базової сталі 20ГЛ із локальним легуванням, досягається необхідна технологічна

гнучкість та значне зниження собівартості. Використання дроту або стрічки сприяє подрібненню зернової структури, оскільки ці елементи також діють аналогічно внутрішнім холодильникам, що підвищує міцність та тріщиностійкість матеріалу, згідно з [13]. Прискорене затвердіння сплаву у зонах вірогідного утворення тріщин відбувається за рахунок збільшення тепловідведення завдяки встановлення холодильників (які нагріваються і в нашому випадку розплавляються), що призводить до подрібнення зернової структури (кристалітів) металу, як ефективного засобу підвищення тріщиностійкості. Згідно з сучасними уявленнями, зменшення розміру макрозерна у литих виробах збільшує ступінь кристалографічної дезорієнтації матеріалу і, відповідно, ступінь анізотропності його фізичних властивостей. Як результат, за різними напрямами у виливку знижується різниця величин його лінійної усадки і зростає пластичність матеріалу. Подрібнення зерна призводить також до збільшення протяжності міжзерених кордонів, зменшення їх товщини, що обумовлює зниження концентрації домішок, які є лікватами. Тому підвищуються міцність і тугоплавкість міжзерених кордонів, а також тріщиностійкість литого матеріалу.

Отже, запропонований спосіб локального легування нікелем, хромом і міддю у відповідальних зонах литих деталей вантажних вагонів забезпечує підвищення тріщиностійкості та корозійної стійкості без значного збільшення вартості. За орієнтовними розрахунками, витрати на легувальні матеріали зменшуються у 5–7 разів порівняно з повним легуванням, а досягнуті механічні властивості в критичних зонах відповідають вимогам для сталі 20ГФЛ, що робить цей метод економічно доцільним та технологічно ефективним.

Література

1. Багров А.Н. Боковые рамы тележек грузовых вагонов. Эксплуатация. Проблемы и их решения. *Железнодорожный транспорт Украины*. 2016. № 1-2. – С. 29-34.)

2. Морозов В.А. Внутриформенное легирование стального и чугунного литья в ЛГМ технологии. *Литье Украины*. 2015. №5 (177). – С. 37-38.

3. Патент 2638722 С1 РФ, МПК В22С 7/02, В22С 9/04. Способ модифицирования и легирования литых металлических изделий при литье по газифицируемым моделям. Опубл. 15.12.2017, Бюл. № 35.

4. Рассохін Д.О., Чигарьов В.В., Лоза А.В., Шишкін В.В. Об экономической эффективности локального легирования отливок. *Вісник Приазовського державного технічного університету*. 2012. Вип. 25. – С. 190-195.

5. Плюта В.Л., Нестеренко А.М., Бобырь С.В. Экономнолегированные износостойкие сплавы: проблемы и перспективы. *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии*: Сб. научн. тр. – Дніпропетровськ: ІЧМ НАН України, 2008. Вип. 17. – С. 231-239.

6. Патент 2576386 С1 РФ, МПК В22D 27/18. Способ поверхностного легирования стальных отливок. Опубл. 10.03.2016, Бюл. № 7.

7. Патент 76002 U Україна, МПК В22D 27/20. Спосіб отримання відливків. Опубл. 25.12.2012, Бюл. № 24.

8. Патент 130677U Україна, МПК В61F5/52. Бічна рама візка вантажного вагона. Опубл. 26.12.2018, Бюл. № 24.

9. Патент 198074U1 РФ, МПК В61F 5/52. Боковая рама тележки грузового вагона. Опубл. 17.06.2020, Бюл. № 17.

10. Болюх В. А., Шинский И. О. Технологические особенности получения отливок транспортной тележки грузовых вагонов. *Металл и литье Украины*. 2010. № 3. – С. 29-32.

11. Федоров Г.Е. и др. Стальное литье. Київ: НТТУ «КПИ», ПАО «Випол», 2013. – 896 с.

12. Дубровін В.І., Ковальчук О.М. Металургія сталі. – К.: НТУУ «КПІ», 2015. – С. 212–215.

13. Меняйло О.В. Наукові і технологічні основи процесів спрямованого твердіння масивних виливків із залізовуглецевих сплавів у комбінованих кокільно-піщаних формах. Дис. ... д-ра техн. наук: 05.16.04. Дніпро: Національна металургійна академія України, 2020. - 304 с.

Дорошенко В. С.
(ФТІМС НАН України, Київ)

ВИГОТОВЛЕННЯ МЕТАЛО-ПІЩАНОГО КОМПОЗИТУ МЕТОДОМ ЛИТТЯ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ

E-mail: doro55v@gmail.com

Композиційні матеріали (КМ) відіграють ключову роль у розвитку сучасного машинобудування, авіації, енергетики та інших галузей, що потребують поєднання високої міцності, термостійкості та невисокої густини. Значне різноманіття КМ і зростаюча потреба в них вимагають їхньої чіткої класифікації, що показано на схемі (рис. 1), адаптованій на основі загальноприйнятих принципів, викладених у [1-3] з урахуванням сучасних тенденцій у матеріалознавстві.

Особливу увагу привертають композити з металевою матрицею та неметалевими наповнювачами, зокрема піщаними, які забезпечують структурну жорсткість і термічну стабільність. Одним із перспективних напрямів є виготовлення КМ методом лиття за моделями, що газифікуються (ЛГМ). Такий підхід дозволяє реалізувати складну внутрішню геометрію виробу, інтегрувати наповнювачі без додаткової оснастки (як показано нижче) та знизити витрати на виробництво. Як приклад виготовлення КМ методом лиття, розглянемо розроблений нами спосіб формування та лиття металевого каркасно-комірчастого композиту з інтегрованими піщаними стрижнями, які виконують роль внутрішнього наповнювача. Проведемо аналіз фізико-технологічних передумов та порівняння з аналогічними ливарними методами для обґрунтування цього способу.

Серед наших розробок відомий спосіб виготовлення виливків із чавуну з кулястим графітом литтям у вакуумовану піщану форму [4], в якому аргументовано обмеження товщини стінок до 16 мм завдяки інтенсифікації тепловідводу дією вакууму, що сприяє утворенню міцної дрібнозернистої кристалічної структури металу. При недостатній міцності таких тонких стінок пропонується застосування ребер жорсткості, хоча з конструктивних міркувань це часто неприйнятно.

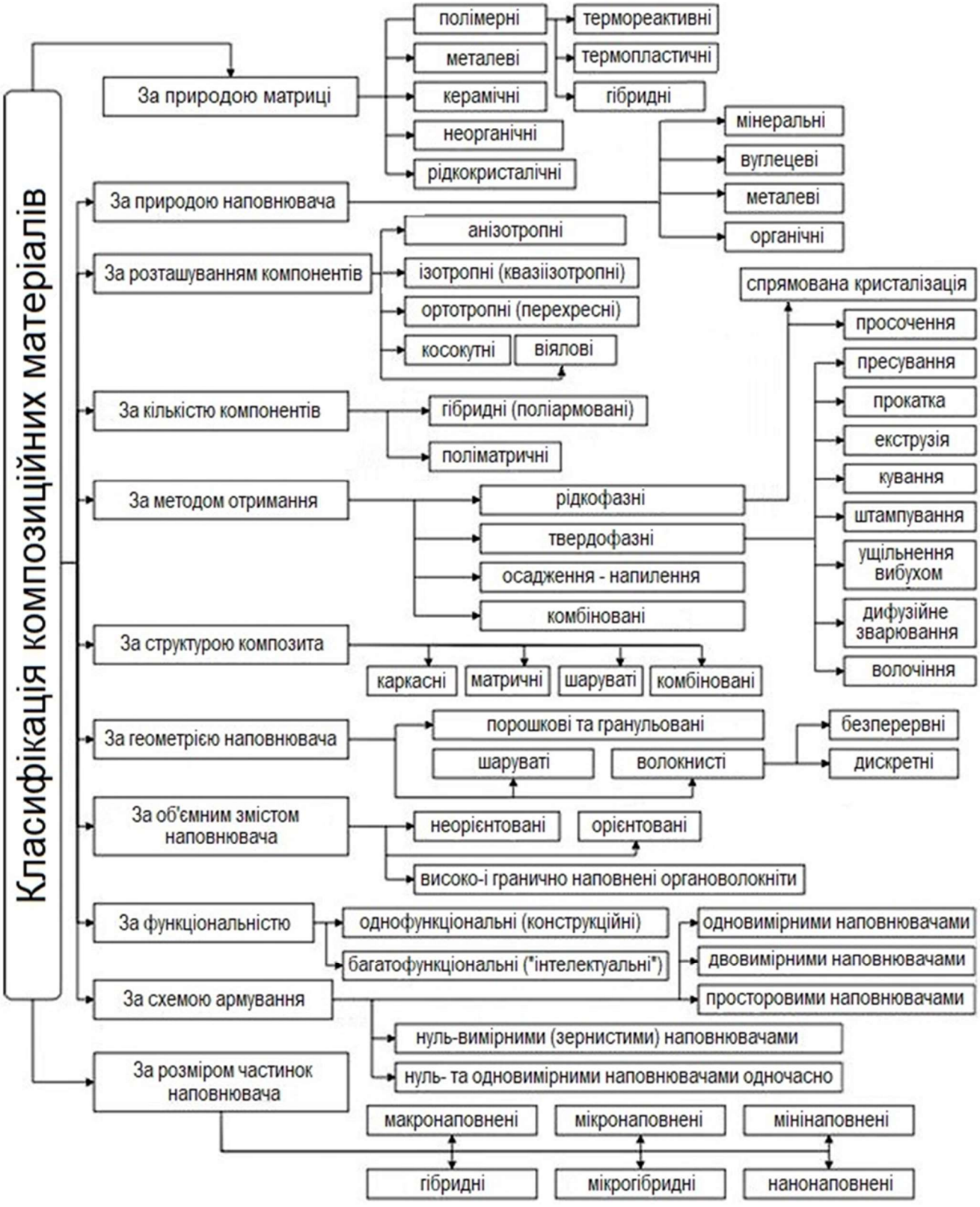


Рис. 1. Загальна класифікація композиційних матеріалів

У монографії [5] зазначено, що тривалість затвердіння виливка обернено пропорційна квадрату його питомої поверхні. Описано способи виготовлення

піщаних форм із геометричним орнаментом, що збільшує площу поверхні та сприяє утворенню міцної дрібнокристалічної кірки виливка. Проте застосування таких технологій ускладнює процес формування та потребує складної оснастки, що обмежує їх промислове використання. У більшості випадків товщина стінок литих деталей перевищує оптимальні значення і становить 15–50 мм [5].

Спосіб виготовлення просторового металевого каркасно-комірчастого матеріалу [6] передбачає використання біонічної конфігурації, але має обмежене застосування – як внутрішній холодильник або арматура. При його використанні збирання моделей з різностінних елементів потребує значних витрат і ручної праці.

За ЛГМ-процесом при виготовленні виливків з відкритими комірками складної геометрії нерідко важко забезпечити достатньо щільне заповнення сухим піском, що може призводити до браку литва. А для закритих комірок КМ необхідне застосування стрижнів із піщаної суміші зі зв’язувальним компонентом, оскільки сухий пісок не утримується непорушно в замкненому об’ємі ливарної моделі при її газифікації. Традиційно такі стрижні виготовляють у стрижневих ящиках [7], що потребує складної оснастки, високої точності та значних витрат. Це обмежує застосування таких технологій для каркасних композиційних виливків.

Найближчим аналогом розробленого способу є технологія виготовлення литого матеріалу стільникової структури з крізними порами [8]. Модель формується з елементів пінополістиролу (ППС), які спікаються в прес-формах або вирізаються, що ускладнює отримання тонкостінних деталей. Крім того, такі матеріали не дозволяють реалізувати закриті пори, заповнені неметалевим матеріалом для зменшення маси конструкції та її армування в якості КМ. Закриті пори доцільно формувати в зонах надлишкової товщини виливка, яка нерідко утворюється з огляду можливості формування в піщаній суміші та (або) за умовами протяжки моделі. Це дозволяє зменшити масу виробу без втрати міцності. Виконання таких пор піщаними стрижнями сприяє утворенню більш міцного металу в тонких стінках, як рекомендовано в роботах [4, 5].

На основі проведеного аналізу, основна мета розробки нового способу лиття полягала у досягненні трьох ключових результатів: зменшенні витрат на

виготовлення оснащення для лиття каркасно-комірчастого матеріалу, скороченні обсягу ручної праці при виготовленні моделі з комірками, що формуються піщаними стрижнями, а також отриманні метало-піщаного КМ.

Особливість переліку операцій цього способу на основі ЛГМ-процесу для отримання металевого КМ полягала у використанні полімерної моделі як комбінованої формувальної та стрижневої оснастки. Крім традиційного використання моделі з ППС, яку виготовляли з порожнинами, що відповідають коміркам майбутнього виливка, перед розміщенням моделі у формі, її порожнини заповнюють стрижнями із піщаної суміші зі зв'язувальним компонентом, які виготовляють безпосередньо в порожнинах моделі, використовуючи її як стрижневу оснастку. При цьому відпадає потреба у стрижневій оснастці, функцію якої виконує модель.

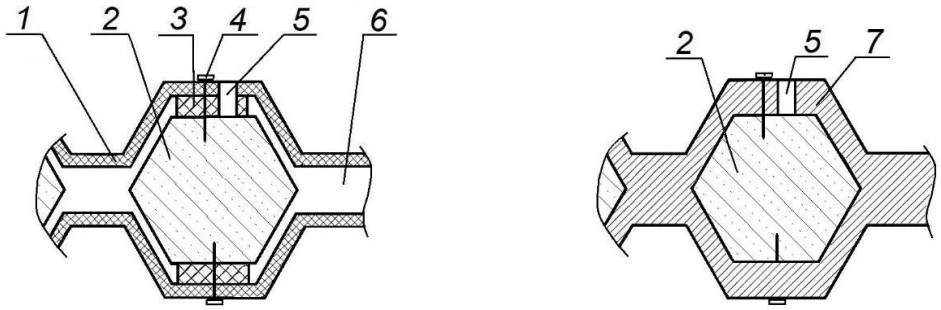
В іншому варіанті виготовлення ливарної полімерної моделі у вигляді двох половинок-оболонок здійснюється інноваційно 3D-друком або термоформуванням з термопластичного листа. У цьому випадку при збиранні моделі з двох оболонок простір між ними (крім піщаних стрижнів) частково або повністю заповнюються вставками з ППС, що дозволяє регулювати масу, газотвірність та геометрію моделі.

Розроблений нами спосіб розкриває додатковий потенціал ЛГМ-процесу шляхом використання полімерної моделі двояко: не лише як засобу формоутворення, а також і як стрижневої оснастки для формування піщаних стрижнів та носія цих стрижнів у робочій порожнині ливарної форми. Залежно від ступеня обливання розплавом металу, стрижні можуть як вибиватися традиційним способом, так і залишатися невибитими, утворюючи з металом єдиний КМ. У випадку без вибивання, піщані стрижні з густиною 1,6–2,0 г/см³ інтегруються в металеву матрицю (наприклад, з залізовуглецевих сплавів із густиною понад 7,0 г/см³), що дозволяє зменшити масу КМ з закритими порами при збереженні його структурної цілісності та механічної міцності.

При випробуванні способу використано піщано-рідкоскляну суміш за CO_2-процесом, як недорогу та поширену для виготовлення форм і стрижнів [7, 9].

Отриманий металевий каркасно-комірчастий виріб містив піщані стрижні, механічно затиснуті металом завдяки його усадці при охолодженні.

Варіанти способу ілюструє рис. 2. На рис. 2 а показано фрагмент полімерної моделі (у перерізі), що складається з: двох оболонок 1 (верхньої та нижньої), піщаного стрижня 2, що опирається на дві вставки 3 з ППС (розташовані знизу і зверху), фіксуючих елементів - гвіздків 4, отвору 5, повітряного простору 6. На рис. 2 б показано у перерізі фрагмент виливка 7 (відповідає фрагменту моделі), у якому стрижень 2 залишився невибитим.



а б

1 – полімерна оболонка (верхня); 2 – стрижень; 3 – вставка з ППС; 4 – гвіздки; 5 – отвір; 6 – вільний простір; 7 – виливок

Рис. 2. Фрагменти моделі (а) та відповідної частини виливка (б)

У першому варіанті реалізації модель з ППС для литого каркасно-комірчастого матеріалу представляла собою такий «контейнер», в комірки нижньої половинку якої поміщали дозовані кількості пластичної стрижневої піщано-рідкоскляної суміші (5 % рідкого натрієвого скла). Цю суміш ущільнювали і підформовували шляхом накривання верхньою половинкою моделі.

Після формування стрижнів в половинках моделі стрижневу суміш по щілинах їх стику продували вуглекислим газом CO_2, що призводило до її тверднення. Стрижні 2 за формою були подібні до зображених на рис. 2. Вставки (прокладки) 3 у випадку з половинками моделі з ППС достатньої товщини (5-10 мм) не застосовували. Перед тужавленням стрижнів їх додатково фіксували в стінках моделі за допомогою тонких гвіздків 4. Зібрану модель зі стрижнями по

периметру покривали стрічкою типу «скотч». В обох варіантах застосовували протипригарне покриття зовнішньої поверхні моделі, яке ретельно висушували.

Перед розміщенням моделі в піщаній формі в одній з оболонок 1 і вставках 3 висвердлювали канали 5 навпроти стрижнів 2 для того, щоб гази могли виходити із стрижнів 2 при обливанні їх металом. Ці канали при формуванні моделі в сухому піску з віброущільненням заповнювались піском, що контактував зі стрижнями 2. Це дозволяло газам виходити у вакуумований пісок, вакуум з якого часткова проникав в пори стрижнів і сприяв видалення з них газів, запобігаючи попаданню їх в метал виливка. Подальші операції отримання виливків не відрізнялись від типових операцій для ЛГМ-процесу. Товщина стінок отриманого литого матеріалу навколо стрижнів відповідала товщині стінок тих ділянок моделі, що охоплювали стрижні, а на ділянках між стрижнями – дорівнює сумі товщин двох половинок моделі у стику. На виливкові 7 (рис. 2, б) канал, що раніше був заповнений піском, також утворювався.

В другому варіанті виготовляли модель з двох полімерних тонкостінних оболонок 1 (рис. 2, а) аналогічно процесу, описаному вище. Спочатку без вставок 3 ці оболонки змикали і формували в їх порожнинах стрижні 2 за CO_2-процесом. Після часткового тверднення суміші, під стрижні і над ними розміщували вставки з полістиролу, половинки моделей змикали, фіксували гвіздками 4 і продували зібрану модель вуглекислим газом крізь простір 6 для остаточного тверднення стрижнів. Після фарбування і сушіння покриття виконували канали 5, формували модель в піску і заливали отриману форму аналогічно першому прикладу, отримавши в обох випадках виливок 7, зі стрижнями 2.

Для другого прикладу полімерні оболонки 1 моделі виготовляли 3D-друком з матеріалу PLA, аналогічно способу [10]. Оскільки друкований матеріал має більшу питому вагу і газотвірність, ніж звичний для ЛГМ-процесу ППС, то об’ємну вагу всієї моделі в цілому зменшували шляхом зменшення товщини стінок оболонки 1, а також регулюванням об’єму простору 6 за рахунок вибору товщини вставок 3, що є новою особливістю цього способу ЛГМ за друкованими чи комбінованими моделями. По суті, піщаний стрижень 2 разом з вставками 3

виконує роль розпірки для «наповнення повітрям» моделі і регулювання її газотвірності при термодеструкції, що відкриває додаткові можливості ЛГМ-процесу за рахунок використання друкованих моделей. Перевагою є те, що при цьому друкуються лише дві оболонки моделі, тоді як відомі аналоги моделей комірчастих литих виробів містять значно більшу кількість деталей для подальшого збирання. Крім того, ЛГМ-процес для комірчастих литих виробів за друкованими моделями ще не розроблено.

Водночас, сучасні, навіть бюджетні (настільні), 3D-принтери дозволяють друкувати оболонки товщиною від 0,1 мм і вище для моделей будь-яких конкретних структур литого металевого каркасно-комірчастого матеріалу. Це дає змогу гнучкого варіювання товщини стінки оболонкової моделі для забезпечення необхідних розмірів, конструкції та умов експлуатації кінцевого литого матеріалу.

Також для виготовлення оболонок описано спосіб термоформування виробів із термопластичного полімерного листа, наприклад, товщиною від 0,2 до 2,0 мм. Він включає нагрівання листа до температури, відповідної типу полімеру, з подальшим формуванням у прес-формі під дією вакууму або тиску. Для поширених видів полімерів ця температура знаходиться в інтервалі 85-170 °С. За цим методом масово виготовляють лотки для яєць, блістери для цукерок – прозорі пластикові вставки з осередками, які утримують кожну цукерку окремо, ложементи для фіксацій виробів в упаковці та касети для багатоосередкових вкладок. Термоформування вигідне для моделей серійних виробів з КМ.

Вакуумування піску ливарної форми при ЛГМ призводить до того, що при нагріванні розплавом металу оболонки моделі в ливарній формі міцно присмоктуються до поверхні піску (який оформлює обриси робочої порожнини форми) і газифікуються в контакті з ним. За потреби, для більш надійного фіксування крупних стрижнів, гвіздки 4 можна висунути на 2-5 мм з поверхні моделі, щоб вони заглиблювались у пісок форми. На виливку виступи гвіздків легко видаляються механічним способом. Також для збільшення жорсткості моделей можливе застосування в просторі 6 додаткових вставок з легковагого ППС, аналогічних вставкам 3.

Описаний спосіб дозволяє виготовлення литого КМ без вибивання стрижнів з виливків. Але також доступні варіанти повного або часткового вибивання всіх чи частини стрижнів, для яких можливо використання легковибивальних стрижневих сумішей разом з передбаченими конструкцією моделі отворами в литому металі. Це характеризує технологічну гнучкість способу, коли матеріал, що не містить в собі стрижнів є не КМ, а каркасно-комірчастим цільнометалевим.

Реалізація описаного способу за рахунок зменшення витрат при виготовленні стрижнів без стрижневої оснастки, а також скорочення ручної праці при виготовленні моделей з комірками методами 3D-друку та термоформування розширюють застосування ЛГМ-процесу як за друкованими моделями, так і для отримання метало-піщаного композиту. Переваги способу включають можливість зменшення маси металовиробів без втрати несучої здатності разом із збільшенням питомої поверхні стінок виливка і зменшенням їх товщини, що прискорює затвердіння металу з формуванням дрібнозернистої структури високої міцності.

Армування металевого матеріалу неметалевими елементами дозволить надати виробу додаткових функціональних властивостей, зокрема підвищення опору проникненню - збільшення протидії можливому імпульсному проникаючому руйнуванню за рахунок зміни механічних характеристик матеріалу в напрямку дії силового вектора руйнування, що характерно для бронеперешкод.

Таким чином, запропонований спосіб виливання як метало-піщаного композиту, так і каркасно-комірчастого матеріалу забезпечує ресурсоефективне виробництво, зменшення маси виробів без втрати міцності, а також можливість інтеграції додаткових функціональних властивостей шляхом армування. Технологія придатна для широкого застосування в галузях, де важливі оптимізація масогабаритних характеристик, структурна міцність та економічність лиття. Наведено класифікацію композиційних матеріалів, що дозволяє позиціонувати розробку в межах сучасної системи матеріалознавства.

Література

1. Callister W.D., Rethwisch D.G. Materials Science and Engineering: An Introduction. 9th ed. Hoboken, NJ: John Wiley & Sons, 2014. 960 p.

2. Hull D., Clyne T.W. An Introduction to Composite Materials. 2nd ed. Cambridge: Cambridge University Press, 1996. 352 p.

3. ASM International. ASM Handbook. Volume 21: Composites. Materials Park, OH: ASM International, 2001. 812 p.

4. Патент 126031 Україна, МПК B22D 7/00, B22D 23/00. Виливок з чавуну з кулястим графітом. Опубл. 11.06.2018, Бюл. № 1.

5. Цибрик А.Н., Аверченков М.И., Цибрик В.А. Основы структурно-геометрического упрочнения деталей. Київ: Наукова думка, 1979. 178 с.

6. Патент 90494 Україна, МПК B22D 7/00, B22D 23/00, B22D 25/0025. Просторовий металевий виливок. Опубл. 11.05.2010, Бюл. № 9.

7. Лютий Р.В., Гурія І.М. Формувальні матеріали: підручник для студ. спец. 136 «Металургія». Київ: КПІ ім. Ігоря Сікорського, 2020. 257 с.

8. Патент 96915 Україна, МПК B22C 7/02, B22C 9/04. Литий матеріал стільникової структури з крізними порами. Опубл. 26.12.2011, Бюл. № 24.

9. Патент 128924 U Україна, МПК B21C 5/00, B21D 19/00. Спосіб одержання зносостійких біметалевих плоских виливків. Опубл. 10.10.2018, Бюл. № 19.

10. Патент 157522 Україна, МПК B22C 7/02, B22C 9/04. Спосіб лиття металу за 3D-друкованими моделями, що газифікуються у вакуумованих формах з сипкого піску. Опубл. 30.10.2024, Бюл. № 44.

Доценко Ю. В., Селівьорстов В. Ю.
(УДУНТ, м. Дніпро)

ТЕХНОЛОГІЯ ПІДВИЩЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ВИЛИВКІВ З ЛИВАРНОГО СПЛАВУ АК5М З ВИСОКИМ ВМІСТОМ ЗАЛІЗА

E-mail: yvd160574@gmail.com

Найбільш шкідливою домішкою в доевтектичних алюмінієвих сплавах системи Al-Si є залізо, що утворює сполуки різного складу ($FeAl_3$, Al_2SiFe, Al_4Si_2Fe, $Al5_SiFe$ та ін.). Всі залізовмісні фази при нормальних температурах кристалізації сплавів мають грубокристалічну будову і тому дуже впливають на зниження механічних властивостей, особливо пластичності. Наприклад, у доевтектичних силумінах залізо утворює з компонентами сплаву потрійну проміжну фазу β(AlFeSi), що кристалізується у формі грубих голкоподібних виділень, що різко знижують пластичні властивості сплавів.

Основними джерелами насичення алюмінієвих розплавів залізом є чавунні тиглі роздаткових і плавильних печей, заливальні ковші, алюмінієвий брухт, що переплавляється, містить сталеві вкладиші та елементи кремнію, не видалені перед плавкою.

У сплавах системи Al-Si евтектичний кремній та залізовмісні фази мають ковалентний тип міжатомних зв'язків, що зумовлює їхню спрямованість при кристалізації. Для зменшення анізотропії силових полів валентних електронів у зародку, що утворюється, при кристалізації необхідно змінити характер міжатомної взаємодії.

Один з можливих варіантів зміни форми і розмірів включень фаз з ковалентним типом міжатомних зв'язків – введення в розплав домішок, атоми яких, розчиняючись в кристалі, що зростає, послаблюють ковалентну складову зв'язку між його атомами, і тим самим зменшують орієнтуючу дію кристала на рідку фазу, що стикається з ним.

Якщо щодо зміни форми включень евтектичного кремнію це питання успішно вирішено, то стосовно модифікування залізовмісної фази є суттєві

труднощі у його практичній реалізації. Тому завдання пов'язане з розробкою технологічних рішень, спрямованих на усунення шкідливого впливу заліза в алюмінієвих ливарних сплавах, є актуальним.

У таблиці 1 наведено результати випробувань щодо визначення механічних властивостей металу виливків із сплаву АК5М, отриманого із застосуванням комбінованої технології газодинамічного впливу та модифікування порівняно з відповідними властивостями литого металу, отриманого за традиційною технологією лиття в кокіль. Плавку сплаву проводили в печі САТ-04. Заливання проводили в сталевий витряхний кокіль з діаметром 60 мм, товщиною стінки 5 мм та висотою робочої порожнини 150 мм. Внутрішню поверхню кокіля підігрівали до температури 380-400 °С і покривали ливарною фарбою на основі дистен-силіманіту. Температура випуску – (720 ± 5) °С.

Таблиця 1 – Механічні властивості металу виливків із сплаву АК5М

№ зразка		$\sigma_в$, МПа	НВ (МПа)	δ, %
1	до обробки	165,3	510	2,0
2		163,6	500	1,9
3		165,1	500	1,9
4	після обробки	195,3	512	2,30
5		193,8	508	2,29
6		194,2	511	2,31

В результаті застосування зазначеної технології вдалося подрібнити та сфероїдизувати залізовмісні фази, підвищити рівень механічних властивостей на 15-20 %, кількість браку виливків по рихлотах та газових раковинах скоротити на 28 %.

Дубовик В. Г., Босак А. В., Городецький В. Г., Хандрика І. Т., Хилюк А. О.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)

ОСОБЛИВОСТІ ОПТИМІЗАЦІЇ МАКСИМАЛЬНОЇ ПОТУЖНОСТІ (MPPT) У ФОТОЕЛЕКТРИЧНИХ СИСТЕМАХ

E-mail: processor-w@ukr.net

Фактори навколишнього середовища, такі як затінення, низький рівень опромінення суттєво впливають на продуктивність фотоелектричних систем, причому часткове затінення створює кілька локальних максимумів потужності (MPPT). Проведено огляд публікацій по моделюванню в середовищі MATLAB/Simulink за чотирма статичними сценаріями оптимізації максимальної потужності (MPPT) в випадках часткового затінення, порівнюючи гібридний алгоритм TTAO-IC з традиційними методами, такими як метод збурень та спостережень (P&O), IC та метаевристичними алгоритмами, результати якого показують, що гібридний алгоритм TTAO-IC досягає дуже високої ефективності відстеження, перевершуючи існуючі методи та демонструє надійну адаптивність до різних умов.

Традиційні підходи, зокрема, методи «Збурення та спостереження» (P&O) та «Інкрементальна провідність» (IC), домінували в ранніх поколіннях MPPT-систем завдяки своїй простоті та ефективності в стабільних умовах. Однак ці методи мають значні обмеження при застосуванні до динамічних або складних середовищ. Ці обмеження включають повільну конвергенцію, недостатню точність відстеження та нездатність ефективно керувати сценаріями часткового затінення [1]. Щоб подолати ці проблеми, були розроблені інноваційні підходи, засновані на метаевристичних та гібридних алгоритмах. Такі методи, як Оптимізація рою частинок (PSO), пошук по алгоритму (CS) [2] та Grey Wolf Optimizer (GWO) – ефективний мета-евристичний метод оптимізації. Він має хороші можливості в експлуатації для унімодальних проблем. Ці алгоритми дозволяють точніше локалізувати точку глобального максимуму потужності (GMPP), одночасно покращуючи швидкість конвергенції та зменшуючи коливання в стаціонарному стані. Крім того, вдосконалені варіанти, такі як модифікований

PSO, алгоритм розмноження рослин (PPA) та гібридні рішення, такі як радіальна базисна функціональна нейронна мережа на основі PSO (PSO-RBFNN), продемонстрували свою здатність досягати виходу енергії понад 99 %, навіть за мінливих та складних погодних умов [3]. Поява штучного інтелекту в стратегіях MPPT ознаменувала початок нової ери інновацій. Алгоритми, засновані на штучних нейронних мережах, у поєднанні з гібридними методами, такими як PSO-RBFNN, допомагають вирішувати складні завдання, одночасно підвищуючи надійність та швидкість систем [4-7].

Дослідження спрямовані на покращення MPPT у фотоелектричних системах в умовах часткового затінення шляхом розробки гібридного підходу, який інтегрує оптимізатор агрегації топології триангуляції (TTAO) з алгоритмом IC. Інтегруючи можливості глобальної оптимізації TTAO з точністю методу IC, запропонований алгоритм TTAO-IC усуває обмеження традиційних методів MPPT, таких як P&O та автономні IC, які часто мають проблеми з локальними оптимумами, коливаннями та повільною конвергенцією за неоднорідного опромінення. Мета полягає в тому, щоб забезпечити надійне, ефективне та надійне рішення для покращення вилучення енергії у фотоелектричних системах, особливо у великомасштабних розгортаннях, де часткове затінення є поширеною проблемою. Результати моделювання демонструють чудову продуктивність TTAO-IC, особливо у випадках, коли традиційні методи не можуть конвергуватися до GMPP. Алгоритм досягає ефективності відстеження, що перевищує 99 % у різних умовах часткового затінення, що підкреслює його стійкість та надійність. Ключові переваги алгоритму TTAO-IC включають: швидку конвергенція до GMPP, що забезпечує мінімальні втрати енергії під час процесу відстеження, значне зменшення коливань навколо MPP, навіть за динамічних та неоднорідних умов опромінення, постійно висока ефективність відстеження, що призводить до підвищеного виходу енергії та покращення загальної продуктивності системи.

Фотоелектричний елемент представлений моделлю з одним діодом. Цю модель можна розширити на фотоелектричний модуль, розглядаючи його як групу ідентичних елементів, з'єднаних послідовно та/або паралельно. Модель окремого

елемента розроблена з використанням широко прийнятої еквівалентної електричної схеми (рис. 1).

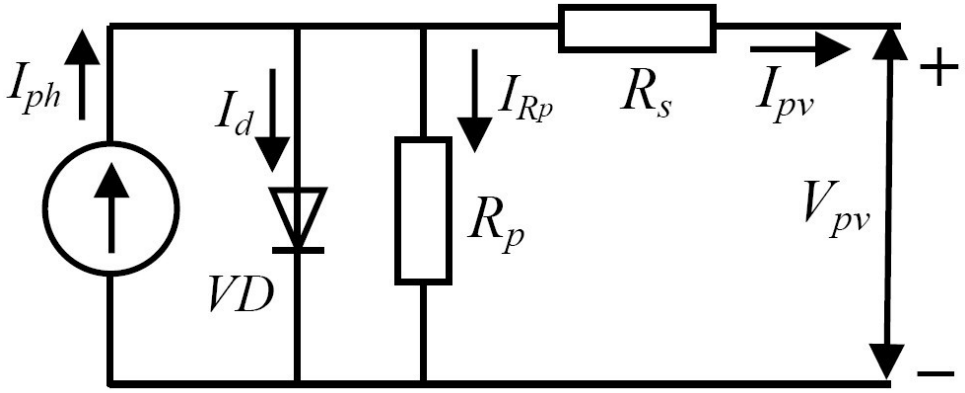


Рис. 1. Еквівалентна схема моделі сонячного елемента з одним діодом

Математична модель фотоелектричної системи описується набором рівнянь, що відображають електричну поведінку та характеристики модулів за різних умов. Ці рівняння враховують такі фактори, як опромінення, температура, внутрішній опір та електричні параметри фотоелектричних елементів:

$$I\,ph = (Isc + ki\,(T - 270))\ G/1000 \qquad (1)$$

де Iph – фотострум;

Isc – струм короткого замикання;

ki – коефіцієнт короткого замикання;

T – температура;

G – опромінення.

У фотоелектричних системах перетворювач постійного струму (DC-DC) є важливим для реалізації MPPT, забезпечуючи максимальне захоплення енергії та підвищення ефективності системи, особливо за умов коливань навколишнього середовища. Алгоритми MPPT працюють разом з перетворювачами постійного струму для точного налаштування електричних параметрів системи для оптимального перетворення потужності. Широко використовуваним перетворювачем постійного струму для цієї мети є підвищувальний перетворювач,

який підвищує вихідну напругу порівняно з вхідною напругою. Потужність, що виробляється фотоелектричною панеллю, подається на цей підвищувальний перетворювач, який регулюється за допомогою ШІМ-сигналу, що генерується MPPT-контролером. Щоб забезпечити максимальне вилучення потужності з фотоелектричної системи, робочий цикл (D) підвищувального перетворювача постійного струму постійно регулюється на основі змін сонячної радіації, рис. 2, температури та інших факторів навколишнього середовища.

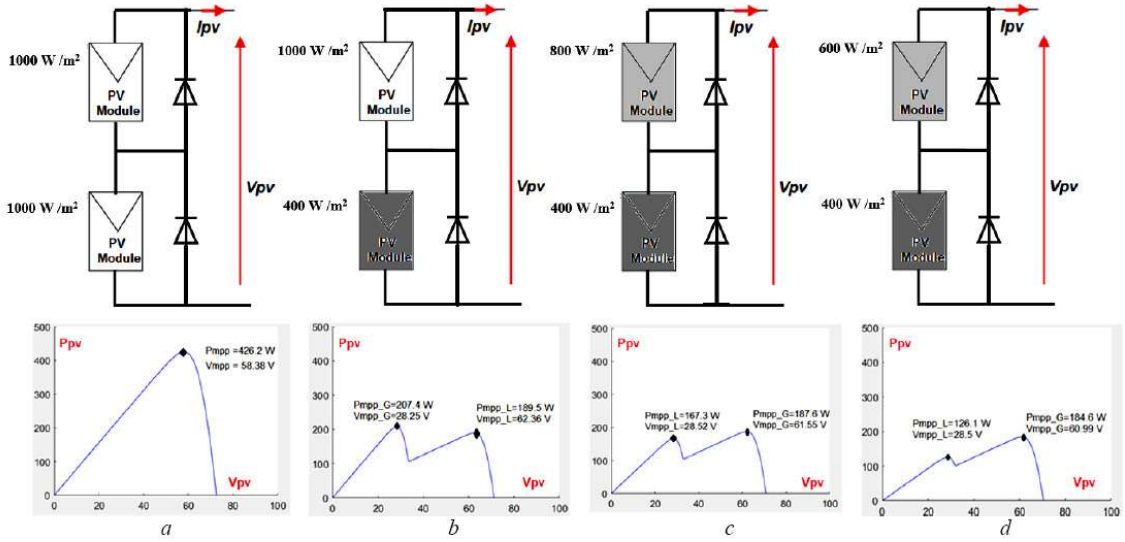


Рис. 2. Схеми фотоелектричних модулів за різними сценаріями статичного часткового затінення: a – сценарій 1 (STC); b – сценарій 2; c – сценарій 3; d – сценарій 4

Результати моделювання проілюстровано на рис. 3-6, які відповідають 4 сценаріям, кожен з яких виділяє потужність Ppv за робочий цикл при використанні алгоритмів IC, P&O, TTAO та TTAO-IC. Згідно з результатами моделювання, представленими в табл. 1, продуктивність алгоритмів оцінюється за різними сценаріями:

Сценарій 1. Алгоритми TTAO і TTAO-IC демонструють мінімальні помилки відстеження, значно перевершуючи методи IC та P&O, які демонструють набагато вищі показники помилок, рис. 3.

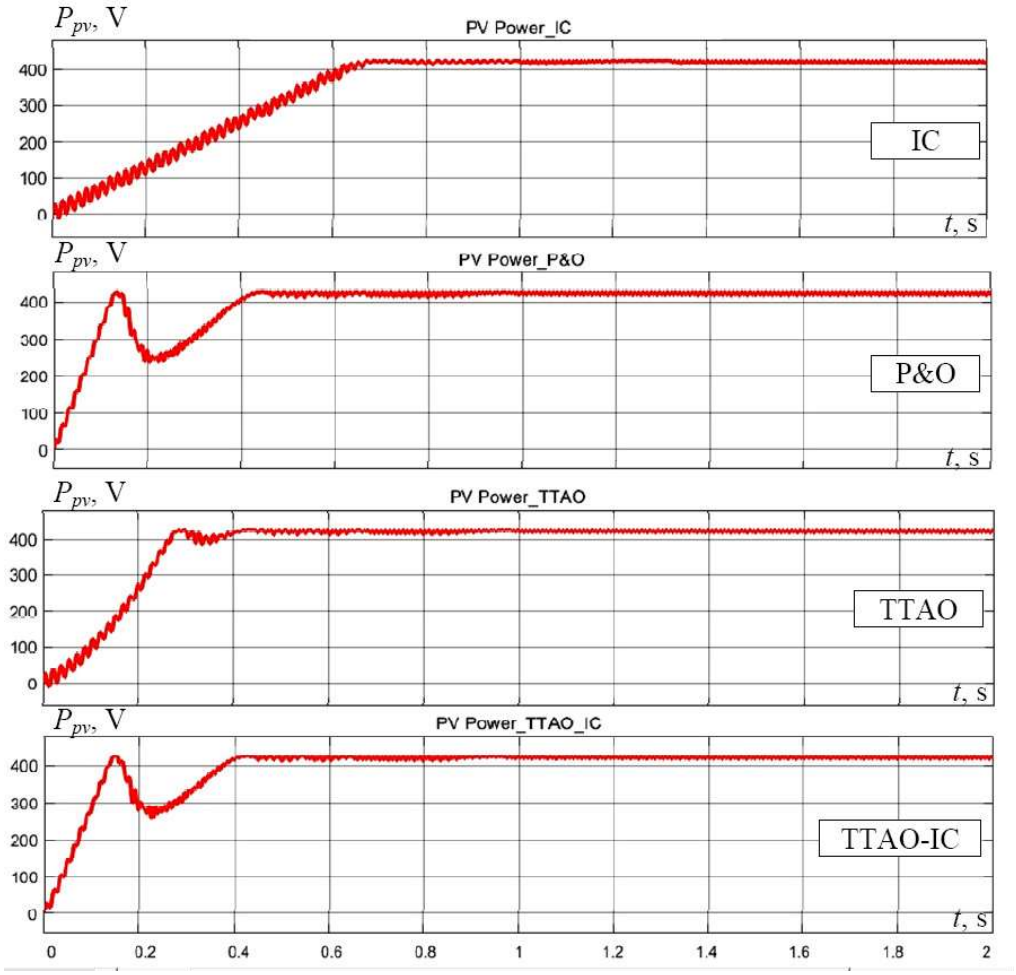


Рис. 3. Графіки зміни потужності Ppv у сценарії 1

Сценарії 2 та 3. Методи IC та P&O мають значні обмеження, при цьому помилки відстеження перевищують 30 %, що підкреслює їхню знижену ефективність у цих умовах. Натомість, TTAO та TTAO-IC підтримують значно нижчі рівні помилок, при цьому TTAO-IC досягає вищої продуктивності, рис. 3 та рис. 4.

Таблиця 1 – Порівняння продуктивності алгоритмів у різних сценаріях, $T_1=T_2$ = 25 °C

Алгоритми	Час перетворення	Робочий цикл	Помилка відстеження, %	W, Вт	ККД, %
Scenario 1: G_1 = G_2= 1000 W/m^2, P_{mpp} = 426.3 W, D_{opttG} = 0.717					
IC	648.689	0.710	0.964	426.130	99.96
P&O	628.276	0.710	0.894	426.124	99.96
TTAO	352.368	0.710	0.991	426.106	99.95
TTAO-**IC**	397.775	0.710	0.780	426.130	99.96
Scenario 2: G_1=1000 W/m^2, G_2 = 400 W/m^2, P_{mpp} = 207.4 W, D_{opttG} = 0.803					
IC	768.902	0.5305	34.004	189.453	91.35
P&O	517.483	0.5308	33.966	189.450	91.35
TTAO	254.545	0.7925	1.4105	204.705	98.70
TTAO-**IC**	265.734	0.7943	1.1866	206.400	99.75
Scenario 3: G_1 = 800 W/m^2, G_2 = 400 W/m^2, P_{mpp} = 187.6 W, D_{opttG} = 0.550					
IC	567.832	0.7704	39.914	167.000	89.02
P&O	405.594	0.7699	39.823	167.200	89.13
TTAO	271.329	0.7714	40.096	167.200	89.13
TTAO-**IC**	442.281	0.5378	2.3287	187.600	100.00
Scenario 4: G_1= 600 W/m^2, G$_2$ = 400 W/m^2, P_{mpp} = 184.6 W. D_{ovtG} = 0.551					
IC	623.776	0.7401	34.293	125.800	68.15
P&O	433.566	0.7400	34.275	125.900	68.20
TTAO	338.462	0.7391	34.111	125.700	68.09
TTAO-**IC**	443.477	0.5311	3.3631	184.500	99.95

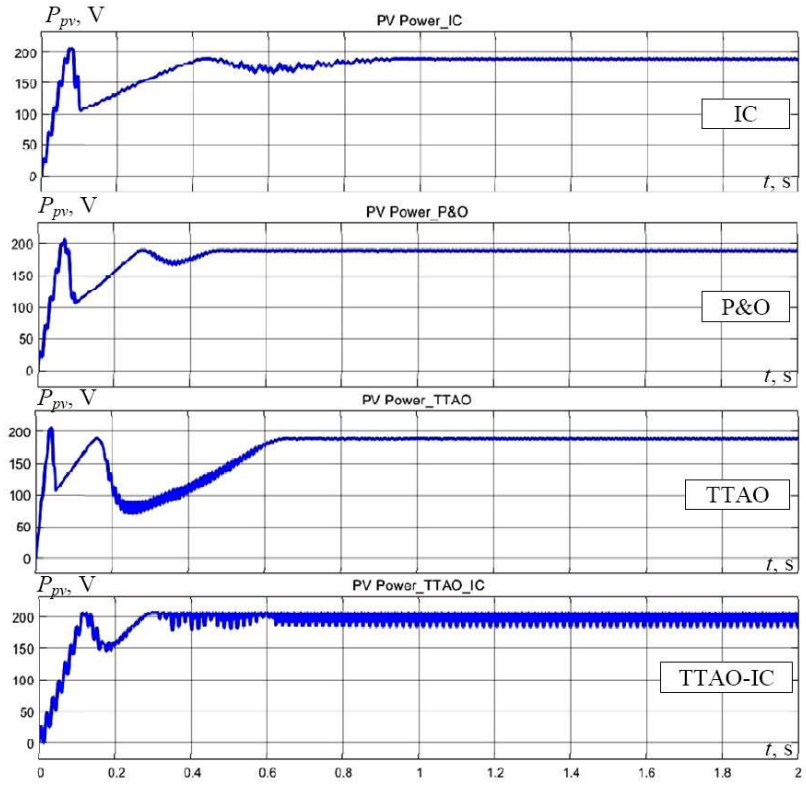


Рис. 4. Графіки зміни потужності Ppv у сценарії 2

Сценарій 4. Спостерігається та сама тенденція, де TTAO-IC постійно фіксує найнижчу помилку відстеження, демонструючи свою стійкість та точність у різних умовах.

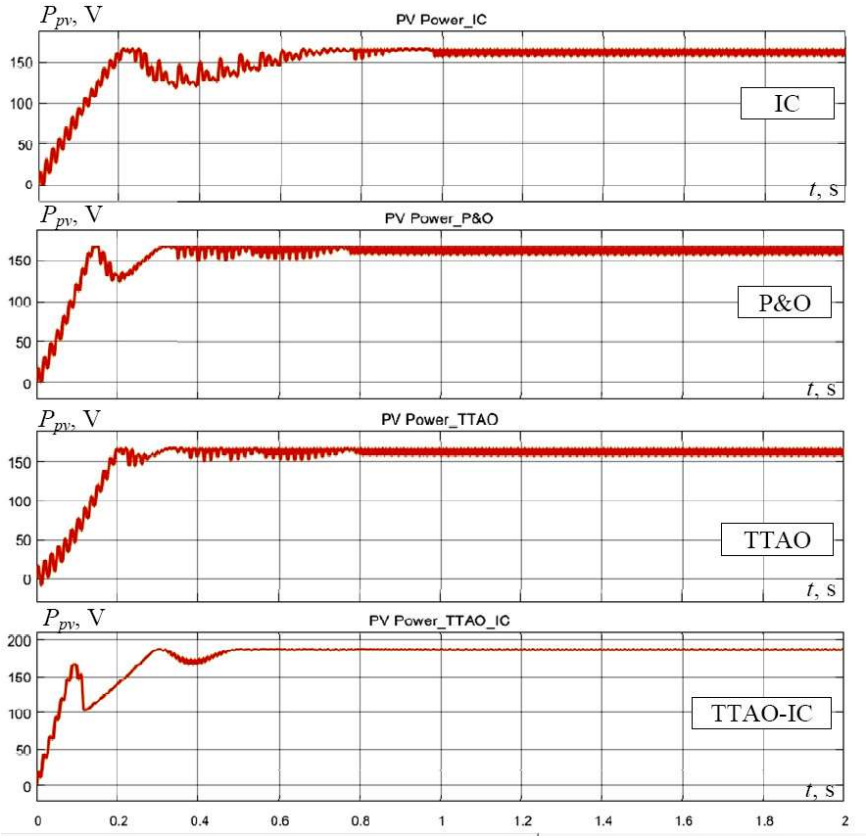


Рис. 5. Графіки зміни потужності Ppv у сценарії 3

Крім того, контролер TTAO-IC демонструє значно швидший час відгуку, ніж PSO, PPA, PSOOBL, ABC та SSA-GWO, коли він піддається статичним умовам затінення, що підкреслює його здатність швидко досягати GMPP. Ця підвищена ефективність зменшує втрати енергії, забезпечуючи точне та швидке відстеження GMPP. Ці результати підкреслюють виняткову ефективність та перевагу алгоритму TTAO-IC в оптимізації процесу MPPT для фотоелектричних систем.

Завдяки прискореній швидкості конвергенції та підвищеній ефективності, алгоритм стає високоефективним рішенням для максимізації виробництва енергії, одночасно вирішуючи проблеми затінення у фотоелектричних системах.

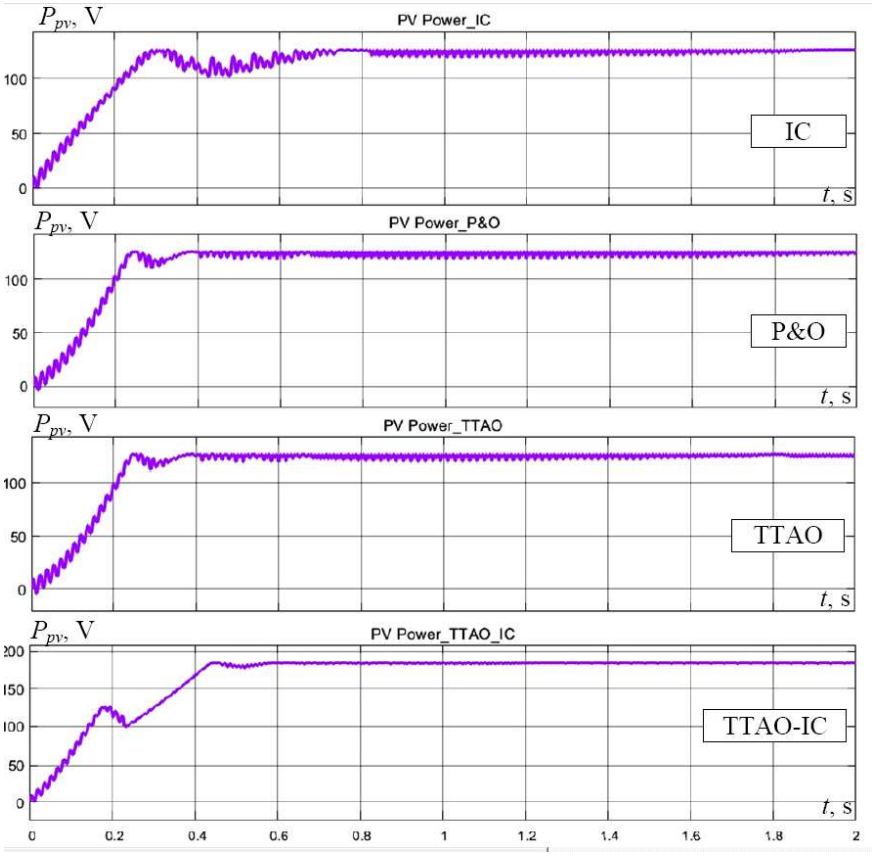


Рис. 6. Графіки зміни потужності Ppv у сценарії 4

Алгоритм TTAO-IC усуває обмеження традиційних методів, забезпечуючи швидшу конвергенцію до GMPP, зменшуючи коливання навколо MPP та підтримуючи високу ефективність відстеження навіть за неоднорідних умов затінення. Його можна виділити як високоефективне та надійне рішення для MPPT у фотоелектричних системах, пропонуючи баланс між продуктивністю та високою ефективністю навіть за складних умов, що робить його сильним претендентом на великомасштабне застосування сонячної енергетики.

Література

1. Singh Chawda G., Prakash Mahela O., Gupta N., Khosravy M., Senjyu T. Incremental Conductance Based Particle Swarm Optimization Algorithm for Global Maximum Power Tracking of Solar-PV under Nonuniform Operating Conditions. *Applied Sciences*, 2020, vol. 10, no. 13, art. no. 4575.

https://doi.org/10.3390/app10134575.

2. A. Jeridi, M.H. Moulahi, H. Khaterchi, A. Zaafouri. Maximum power point tracking improving of photovoltaic systems based on hybrid triangulation topology aggregation optimizer and incremental conductance algorithm Electrical Engineering & Electromechanics, 2025, no. 5. doi: https://doi.org/10.20998/2074-272X.2025.5.03.

3. Mosaad M.I., Abed el-Raouf M.O., Al-Ahmar M.A., Banakher F.A. Maximum Power Point Tracking of PV system Based Cuckoo Search Algorithm; review and comparison. Energy Procedia, 2019, vol. 162, pp. 117-126.

https://doi.org/10.1016/j.egypro.2019.04.013.

4. Jyothy L.P.N., Sindhu M.R. An Artificial Neural Network based MPPT Algorithm For Solar PV System. 2018 4th International Conference on Electrical Energy Systems (ICEES), 2018, pp. 375-380. doi: https://doi.org/10.1109/ICEES.2018.8443277.

5. Lamzouri F.-E., Boufounas E.-M., Brahmi A., Amrani A.El. Optimized TSMC Control Based MPPT for PV System under Variable Atmospheric Conditions Using PSO Algorithm. Procedia Computer Science, 2020, vol. 170, pp. 887-892. doi: https://doi.org/10.1016/j.procs.2020.03.116.

6. Berttahar F., Abdeddaim S., Betka A., Omar C. A Comparative Study of PSO, GWO, and HOA Algorithms for Maximum Power Point Tracking in Partially Shaded Photovoltaic Systems. Power Electronics and Drives, 2024, vol. 9, no. 1, pp. 86-105. doi: https://doi.org/10.2478/pead-2024-0006.

7. Ahmed S., Muhammad Adil H.M., Ahmad I., Azeem M.K., E Huma Z., Abbas Khan S. Supertwisting Sliding Mode Algorithm Based Nonlinear MPPT Control for a Solar PV System with Artificial Neural Networks Based Reference Generation. Energies, 2020, vol. 13, no. 14, art. no. 3695. doi: https://doi.org/10.3390/en13143695.

Дьяченко Ю. Г., Федоров М. М.
(ДДМА, м. Краматорськ)

ОПТИМАЛЬНЕ ОХОЛОДЖУЮЧЕ СЕРЕДОВИЩЕ ПРИ ІЗОТЕРМІЧНОМУ ГАРТУВАННІ ВУГЛЕЦЕВИХ СТАЛЕЙ

E-mail: dyachenko.yurij.1978@gmail.com, nikolay.fyodorov@gmail.com

У результаті аналізу традиційних методів гартування з позицій термодинаміки, матеріалознавства та механіки встановлено, що визначальним параметром цього процесу є швидкість відведення тепла (охолодження), яка повинна бути надійно контрольованою для досягнення необхідних властивостей. Процес охолодження в рідких середовищах відбувається через три основні стадії: плівкове кипіння, бульбашкове кипіння та конвективний теплообмін [1]. Кожна з цих стадій безпосередньо пов’язана з термодинамікою перетворення переохолодженого аустеніту в сталі та характером діаграми ізотермічного перетворення аустеніту. Перехід від плівкового кипіння до бульбашкового називають повторним змочуванням. Змочена поверхня зберігає контакт із рідиною протягом усього процесу охолодження. При цьому спостерігається рівномірне та інтенсивне охолодження деталі, що піддається гартуванню [2]. Такий процес охолодження можна легко здійснити, використовуючи сольові розчини оптимальної концентрації, в яких досягаються максимальні критичні теплові потоки. Слід зазначити, що теплообмін (повторне змочування) спостерігається також при гартуванні в потоці води в умовах струминного і спрейєрного охолодження, а також при вібропереміщуванні з резонансною частотою тощо [3].

Теплообміну зазначеного типу на поверхні загартованої деталі створюються високі стискальні напруження. У зв'язку з цим в умовах інтенсивного охолодження гартівні тріщини в деталях не утворюються. Це пов'язано з тим, що за дуже інтенсивного охолодження початкові стискаючі напруження за абсолютною величиною більші, ніж наступні розтягуючи напруження, що виникають під час розширення серцевини, тому після гартування залишаються стискаючі напруження. За помірного охолодження розтягуючи напруження, пов'язані зі збільшенням об'єму серцевини, перевищують початкові стискальні напруження,

тому на поверхні зберігаються розтягуючи залишкові напруження, що в багатьох випадках призводить до утворення тріщини [4].

Таким чином, при гартуванні в рідких середовищах на мартенсит виникають значні труднощі з регулюванням швидкостей охолодження з урахуванням діаграм ізотермічного розпаду аустеніту. Для регулювання швидкостей охолодження при гартуванні використовують різні технологічні рішення. Проводять гартування в потоці газу за високим тиском і у вакуумних печах з регулюванням швидкості охолодження додаванням зрідженого азоту.

Для отримання високої межі плинності, зменшення викривлення і виключення тріщиноутворення вироби охолоджують з температури аустенізації в декількох середовищах: у середовищі з мінімальною охолоджувальною здатністю до досягнення поверхнею виробу температури на 40–60 °С вище за температуру Ac_1, потім у середовищі з максимальною охолоджувальною здатністю до температури поверхні виробів на 10–100 °С нижче за температуру Мп, потім у середовищі з мінімальною охолоджувальною здатністю. З метою підвищення якості загартованих деталей, завдяки забезпеченню більш рівномірного розподілу твердості по довжині деталі та зниження ступеня її залишкової деформації, після розміщення деталі у гартівній ємності прискорене охолодження досягають шляхом подачі охолоджувальної рідини з іншої ємності [5].

Ізотермічне гартування на бейніт набуло широкого застосування у промисловості з низки причин. Такий процес дозволяє замінити поліпшувальну обробку або традиційне гартування на мартенсит із подальшим високим відпуском, використовуючи лише один цикл термообробки [6, 7]. Зазвичай його здійснюють у температурному інтервалі 250–450 °С, занурюючи вироби після аустенізації в розплавлені солі чи луги. Основним недоліком цього методу є забруднення довкілля та негативний вплив на персонал. Однією з альтернатив нітратним ваннам є використання киплячого шару для ізотермічного гартування. Для заміни ізотермічного гартування в селітрових ваннах також рекомендують застосовувати суху бейнітизацію в потоці газу [8].

Отже, швидкість охолодження під час термічної обробки сталей визначається сукупністю факторів: хімічним складом сплаву, структурним станом у момент охолодження, обраним способом відведення тепла, властивостями охолоджувальних середовищ, особливостями розпаду аустеніту та низкою інших умов, які часто важко передбачити.

Найбільший вплив на режими термічної обробки сталей справляють умови охолодження після аустенізації. Це пояснюється тим, що під час охолодження формується не лише різноманітна мікроструктура, але й у процесі структурно-фазових перетворень виділяється внутрішнє тепло, яке можна використати для додаткового вдосконалення структури та властивостей сплавів. При цьому можна припустити, що ефективне використання цього тепла потребує охолоджувального середовища, здатного його акумулювати та віддавати відповідно до термодинамічної стійкості переохолодженого аустеніту. Серед відомих охолоджувальних середовищ для таких цілей може бути застосоване ГЛ-1 (ГОСТ 5279-74), яке використовується у ливарному виробництві [9]. Застосування тепла фазово-структурного перетворення дало б змогу істотно спростити і видозмінити процеси ізотермічного гартування із запровадженням нового гартівного середовища, що дасть змогу використовувати це тепло.

Література

1. Кобаско Н.И. Технологические аспекты охлаждения при закалке. *МИТОМ*. 1991. 4. С. 2-8.

2. Попов А.А., Попова Л.Е. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-раствора в сплавах титана: справочник термиста. 3-е изд. М.: Металлургия. 1991. 503 с.

3. Edmonds D.V., He K., Rizzo F.C., De Cooman B.C., Matlock D.K., Speer J.G. Quenching and partitioning martensite – A novel steel heat treatment. *Materials Science and Engineering: A.* 2006. Vol. 438-440. P. 25-34. https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.02.133.

4. Puschmann F. Охлаждение горячего металла с помощью распыления воды в процессе закалки. *Chem. Ing. Techn*. 2003. 75. 11 С. 1625 – 1628.

5. Захаров В.Б. Шабуров Д.В., Юдин Ю.В., Пышминцев И.Ю., Эйсмондт Ю.Г. Выбор водовоздушных сред для закалки крупных поковок. *Сталь*. 2003. 3. С. 60 – 62.

6. Ranjan Ravi, Brat Singh Shiv. Isothermal bainite transformation in low-alloy steels: Mechanism of transformation. *Acta Materialia.* 2021. Vol. 202. P. 302-316. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2020.10.048.

7. Lan Liangyun, Yu Meng, Qiu Chunlin. On the local mechanical properties of isothermally transformed bainite in low carbon steel, *Materials Science and Engineering: A.* 2019. Vol. 742. P. 442-450. https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.11.011.

8. Heuer V., Loser K., Ruppel J. Dry bainitizing – A new process for bainitic microstructures. *Heat Treat and Mater*. 2009. 1. С. 28 – 33.

9. Пат. 43690 Україна. Спосіб термічної обробки. Заблоцький В.К, Фельдман В.Є., Фесенко А.М., Федорінов В.А., Шимко О.І., Мелещенко І.Ю., Фесенко М.А., Корсун В.А., Шимко В.І. № U 200903360; заявл. 08.04.2009; опубл. 25.08.2009, Бюл. № 16.

Євтушенко Н. С., Василець В. О., Пономаренко О. І.
(Національній технічний університет
«Харківський політехнічний інститут», м. Харків)

СТАТИСТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ВПЛИВУ ПАРАМЕТРІВ НА ЯКІСТЬ ЛИТВА

E-mail: natalya0899@ukr.net

Статистичне моделювання впливу параметрів на якість литва є важливим інструментом для вдосконалення сучасних ливарних технологій. Складність процесів литва полягає у великій кількості чинників, які взаємодіють між собою та визначають кінцеві характеристики відливків. Висока температура, динаміка заливання розплаву, швидкість охолодження, хімічний склад сплавів, стан форми та інші параметри формують широкий діапазон варіацій, що безпосередньо

впливають на структуру та механічні властивості литва. Традиційні методи аналізу часто не дозволяють точно оцінити роль кожного параметра, оскільки мають справу з багатофакторними імовірнісними процесами. Саме тому застосування статистичного моделювання стає необхідним засобом для обґрунтованого прогнозування якості та забезпечення стабільності виробництва [1-2].

Основною метою статистичного аналізу у ливарному виробництві є виявлення закономірностей між технологічними параметрами і кінцевими характеристиками відливків. Для цього використовуються методи регресійного та кореляційного аналізу, які дозволяють визначити ступінь впливу кожного окремого фактору на результат. Наприклад, під час аналізу можна встановити, як зміна швидкості заливання впливає на ймовірність утворення пористості або усадкових дефектів, чи як вміст легувальних елементів у сплаві корелює з міцністю виробу [3]. Такі дослідження створюють підґрунтя для розробки моделей прогнозування, що дозволяють у виробничих умовах швидко оцінювати потенційну якість відливків і приймати рішення щодо оптимізації параметрів процесу.

Статистичне моделювання застосовується як на етапі лабораторних досліджень, так і у промисловій практиці. У лабораторіях виконують серії експериментів з контрольованою зміною параметрів, після чого отримані результати обробляють за допомогою дисперсійного аналізу. Це дозволяє кількісно оцінити внесок кожного чинника у формування властивостей литва. Виробничі підприємства, у свою чергу, дедалі активніше впроваджують системи статистичного контролю процесів [4-5]. Наприклад, контрольні карти Шухарта дозволяють відслідковувати стабільність таких параметрів, як температура заливки чи товщина стінки форми. Якщо показники виходять за межі статистично встановлених допусків, система сигналізує про необхідність коригування режиму роботи. Таким чином, статистичні методи забезпечують зниження відсотка браку та підвищення повторюваності властивостей відливків.

Окреме місце займає багатофакторне статистичне моделювання, що враховує одночасний вплив кількох технологічних параметрів. Адже якість литва рідко

залежить лише від одного показника, найчастіше вона визначається поєднанням кількох факторів, які взаємодіють між собою. Наприклад, висока швидкість охолодження у поєднанні з певним хімічним складом може забезпечити дрібнозернисту структуру, що підвищує міцність матеріалу [6]. Однак у випадку невдалого підбору температурного режиму той самий сплав може виявитися крихким. Статистичні моделі, побудовані на основі експериментальних даних, дозволяють передбачити оптимальні комбінації параметрів, які забезпечують бажану якість виробу.

Важливою перевагою статистичного підходу є можливість оцінювати не тільки середні значення показників, але й їх розподіл, варіацію та ймовірність відхилень від норми [7]. Це дозволяє враховувати реальну невизначеність, властиву виробничим процесам, та працювати не лише з «ідеальними» умовами, а й з реальними ситуаціями, де завжди присутні похибки і флуктуації. Використання методів математичної статистики у поєднанні з комп’ютерним моделюванням дає змогу отримати більш точні прогнози, ніж при застосуванні лише емпіричних підходів.

У сучасних умовах цифровізації виробництва дедалі більшого поширення набувають інтегровані системи, що поєднують статистичний аналіз з інтелектуальними алгоритмами машинного навчання. Вони дозволяють автоматизувати процес збору та аналізу даних у реальному часі, створюючи «цифрові двійники» ливарних процесів. Такі моделі здатні прогнозувати наслідки зміни параметрів ще до їх фактичного застосування у виробництві, що суттєво знижує ризики виникнення браку і скорочує витрати на експериментальні перевірки [8]. Використання великих масивів даних та сучасних обчислювальних засобів робить статистичне моделювання ще більш ефективним та універсальним інструментом для інженерів і технологів.

Підсумовуючи, можна зазначити, що статистичне моделювання впливу параметрів на якість литва є важливою складовою сучасного підходу до управління ливарними процесами. Воно дозволяє глибше зрозуміти закономірності формування властивостей матеріалу, забезпечити стабільність виробництва та

підвищити ефективність контролю якості. Завдяки поєднанню традиційних статистичних методів з новітніми інформаційними технологіями відкриваються широкі перспективи для подальшого вдосконалення литва та підвищення конкурентоспроможності ливарних підприємств.

Література

1. Євтушенко Н. С. Застосування статистичних методів для аналізу варіацій параметрів ливарних процесів / Н. С. Євтушенко, О. І. Пономаренко, В. О. Василець // Інформаційні технології: наука, техніка, технологія, освіта, здоров'я: тези доп. 33-ї міжнар. наук.-практ. конф. MicroCAD-2025. – Харків: НТУ «ХПІ», 2025. – С. 381.

2. Yevtushenko N. S. Mathematical modeling of variations in parameters of casting processes / Yevtushenko N. S., Dzhanikian A. A., Vasilets V. O. // Інформаційні технології в сучасному світі: матеріали Міжнар. наук.-практ. конф. здобув. вищої освіти і молодих учених; Держ. біотехн. ун-т. – Харків, 2025. – С. 445-446.

3. Євтушенко С. Д. Методика вибору технології виготовлення виливків / С. Д. Євтушенко, О. І. Пономаренко, Н. С. Євтушенко // IX міжнародна науково-технічна конференція «Перспективні технології, матеріали й обладнання в ливарному виробництві». – Краматорськ: ДДМА, 2023. – С. 49-51.

4. Євтушенко Н. С. Моделювання та синхронізація підсистем ливарного виробництва / Н. С. Євтушенко, А. А. Джанік'ян // Інформаційні технології: наука, техніка, технологія, освіта, здоров'я: тези доп. 33-ї міжнар. наук.-практ. конф. MicroCAD-2025. – Харків: НТУ «ХПІ», 2025. – С. 380.

5. Ponomarenko O., Yevtushenko N., Akimov O., Vasilets V., Lopes H. (2025). Study of the Laws of Random Fluctuations in the Parameters of Foundry Processes and the Quality of Castings. Innovations in Mechanical Engineering IV. icieng 2025. Lecture Notes in Mechanical Engineering. Springer, Cham. https://doi.org/10.1007/978-3-031-93554-1_36.

6. Yevtushenko N. S. Simulation model of production management in foundry production / Yevtushenko N. S. // Інформаційні технології в сучасному світі:

матеріали Міжнар. наук.-практ. конф. здобув. вищої освіти і молодих учених; Держ. біотехн. ун-т. – Харків, 2025. – С. 433-434.

7. Ponomarenko O., Yevtushenko N., Saithareiev L., Yevtushenko S., Dzhanikian A. (2025). Modern Methods for Synchronizing the Operation of Subsystems of the Foundry Workshop. In: Ivanov, V., Silva, F.J.G., Trojanowska, J., Pinto, A.M.G. (eds) Advances in Design, Simulation and Manufacturing VIII. DSMIE 2025. Lecture Notes in Mechanical Engineering. Springer, Cham. https://doi.org/10.1007/978-3-031-95211-1_8.

8. Євтушенко Н. С. Використання 3D-технологій для вдосконалення процесу лиття / Євтушенко Н. С., Пономаренко О. І., Масалітіна О. В. // Неметалеві вкраплення і гази у ливарних сплавах: зб. тез 17-ї Міжнар. наук.-техн. конф; Нац. ун-т «Запорізька політехніка». – Запоріжжя, 2025. – С. 122-124.

Євтушенко Н. С., Джанік'ян А. А.
(Національній технічний університет «Харківський політехнічний інститут», м. Харків)

КОМП'ЮТЕРНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ТА КЕРУВАННЯ ВЗАЄМОДІЄЮ ПІДСИСТЕМ ЛИВАРНОГО КОМПЛЕКСУ

E-mail: natalya0899@ukr.net

Ливарне виробництво є основою багатьох галузей промисловості, зокрема машинобудування, авіаційної та автомобільної техніки, енергетики та важкого обладнання. Складність процесів, що відбуваються під час виготовлення виливків, зумовлює необхідність їх точного контролю та оптимізації. В умовах сучасних технологічних викликів усе більше уваги приділяється цифровим методам організації виробництва [1]. Комп'ютерне моделювання та автоматизоване керування взаємодією підсистем ливарного комплексу відкривають нові можливості для підвищення продуктивності та забезпечення стабільної якості продукції. Ці інструменти дозволяють створювати віртуальні копії технологічних процесів, досліджувати їх характеристики, оцінювати потенційні ризики і здійснювати корекцію параметрів ще до запуску у виробництво.

Інженерне моделювання забезпечує імітацію фізико-хімічних процесів, що відбуваються у формах, стрижнях і виливках. На відміну від традиційного методу «спроб і помилок», сучасні програмні комплекси скорочують кількість експериментальних плавок, тим самим зменшуючи витрати та кількість браку. При проєктуванні нової деталі можливо відтворити у віртуальному середовищі процес заливки форми металом, оцінити характер заповнення, швидкість руху розплаву, розподіл температурних полів і прогнозувати появу дефектів ще до початку виготовлення [2]. Завдяки такому підходу підприємство уникає непередбачених витрат і суттєво скорочує час розробки технологічної карти. Особливе значення має моделювання процесів теплопередачі та кристалізації, оскільки вони визначають мікроструктуру виливка, його міцність і довговічність. Оптимізація режимів охолодження дозволяє підвищити механічні властивості металу без додаткових витрат на легування чи термообробку.

Ливарний комплекс функціонує як єдиний організм, у якому взаємодіють підсистеми підготовки формувальних матеріалів, модельно-стрижневого виробництва, плавильних агрегатів, заливки форм, охолодження та вибивання, очищення й контролю якості [3]. Якщо порушується баланс між ними, виникають проблеми: від браку продукції до зупинки виробничої лінії. На етапі підготовки формувальних матеріалів комп’ютерні системи допомагають визначити оптимальний склад сумішей, враховуючи вологість, зерновий склад піску, кількість в’яжучих компонентів.

У плавильному відділенні автоматизовані системи регулюють температуру, швидкість подачі шихти та контроль складу сплаву, що дозволяє підтримувати стабільність властивостей розплаву. Під час заливки форм комп’ютерне керування забезпечує дотримання швидкості та температури заливки, запобігаючи утворенню тріщин і пустот. На етапі охолодження застосовуються розрахункові моделі для прогнозу структурних змін і усадочних дефектів, а контроль якості реалізується за допомогою систем неруйнівного контролю, інтегрованих в єдину базу даних. Таким чином, взаємодія підсистем має бути синхронною, а управління здійснюватися у єдиному інформаційному середовищі.

Одним з найбільш перспективних напрямів розвитку ливарного виробництва є впровадження концепції цифрового двійника. Це віртуальна копія виробничої системи, яка відображає її реальний стан і функціонує у режимі реального часу [4]. Для ливарного комплексу цифровий двійник дозволяє відстежувати параметри плавки та заливки у режимі онлайн, прогнозувати виникнення дефектів на основі поточних даних, моделювати варіанти змін технології без ризику для виробництва, а також здійснювати навчання персоналу у віртуальному середовищі. Досвід провідних світових компаній показує, що використання цифрових двійників дозволяє суттєво зменшити кількість бракованої продукції та підвищити стабільність технологічних процесів.

Ще одним важливим напрямом є застосування штучного інтелекту. Алгоритми машинного навчання здатні аналізувати великі масиви виробничих даних з датчиків обладнання і робити прогнози щодо поведінки системи. Штучний інтелект може виявляти приховані закономірності між параметрами плавки та якістю виливка, прогнозувати час виходу обладнання з ладу, рекомендувати оптимальні режими роботи та навіть адаптивно змінювати налаштування процесу без втручання людини [5]. Поєднання комп’ютерного моделювання з інтелектуальними системами перетворює ливарне виробництво на гнучку і самонавчальну систему, що здатна швидко реагувати на зміни умов і вимог.

Впровадження цифрових технологій забезпечує низку відчутних переваг для промисловості. Якість продукції зростає завдяки точному прогнозуванню дефектів і можливості їх уникнення ще на етапі проєктування. Економічність досягається через зниження витрат на матеріали, енергію та експериментальні випробування [6]. Швидкість розробки нових технологій і виробів скорочується у декілька разів, що особливо важливо в умовах конкуренції. Гнучкість виробництва дозволяє оперативно переходити від виготовлення одного типу деталей до іншого, а конкурентоспроможність підприємства зростає завдяки впровадженню інновацій і зменшенню собівартості продукції.

Таким чином, комп’ютерне моделювання та керування взаємодією підсистем ливарного комплексу є основою сучасного виробництва, що відповідає викликам

Індустрії 4.0. Їх застосування дозволяє створювати ефективні, стійкі та високотехнологічні виробничі системи, які забезпечують високу якість продукції, стабільність технологічних режимів та економічну ефективність [7].

Подальший розвиток у цій сфері пов’язаний із більш активним використанням цифрових двійників, штучного інтелекту, хмарних обчислень і інтеграції виробничих даних у глобальні інформаційні мережі. Такі рішення відкривають шлях до створення «розумних фабрик», де всі підсистеми працюють як єдине ціле, забезпечуючи максимальну продуктивність і мінімальні втрати. У перспективі саме комплексне поєднання моделювання, автоматизованого керування та інтелектуальних технологій стане запорукою сталого розвитку ливарної промисловості та її інтеграції у світові тенденції цифрової економіки.

Література

1. Yevtushenko N. S. Mathematical modeling of variations in parameters of casting processes / Yevtushenko N. S., Dzhanikian A. A., Vasilets V. O. // Інформаційні технології в сучасному світі: матеріали Міжнар. наук.-практ. конф. здобув. вищої освіти і молодих учених; Держ. біотехн. ун-т. – Харків, 2025. – С. 445-446.

2. Євтушенко Н. С. Підвищення ефективності ливарного цеху через інтегроване моделювання / Н. С. Євтушенко, А. А. Джанік'ян // Литво. Металургія. 2025: матеріали 21-ї Міжнар. наук.-практ. конф / НТУ «ХПІ». – Харків, Київ, 2025. – С. 106-109.

3. Євтушенко Н. С. Моделювання та синхронізація підсистем ливарного виробництва / Н. С. Євтушенко, А. А. Джанік'ян // Інформаційні технології: наука, техніка, технологія, освіта, здоров'я: тези доп. 33-ї міжнар. наук.-практ. конф. MicroCAD-2025. – Харків: НТУ «ХПІ», 2025. – С. 380.

4. Ponomarenko O., Yevtushenko N., Akimov O., Vasilets V., Lopes H. (2025). Study of the Laws of Random Fluctuations in the Parameters of Foundry Processes and the Quality of Castings. Innovations in Mechanical Engineering IV. icieng 2025. Lecture Notes in Mechanical Engineering. Springer, Cham. https://doi.org/10.1007/978-3-031-93554-1_36.

5. Yevtushenko N. S. Simulation model of production management in foundry production / Yevtushenko N. S. // Інформаційні технології в сучасному світі: матеріали Міжнар. наук.-практ. конф. здобув. вищої освіти і молодих учених; Держ. біотехн. ун-т. – Харків, 2025. – С. 433-434.

6. Ponomarenko O., Yevtushenko N., Saithareiev L., Yevtushenko S., Dzhanikian A. (2025). Modern Methods for Synchronizing the Operation of Subsystems of the Foundry Workshop. In: Ivanov, V., Silva, F.J.G., Trojanowska, J., Pinto, A.M.G. (eds) Advances in Design, Simulation and Manufacturing VIII. DSMIE 2025. Lecture Notes in Mechanical Engineering. Springer, Cham. https://doi.org/10.1007/978-3-031-95211-1_8.

7. Євтушенко Н. С. Використання 3D-технологій для вдосконалення процесу лиття / Євтушенко Н. С., Пономаренко О. І., Масалітіна О. В. // Неметалеві вкраплення і гази у ливарних сплавах: зб. тез 17-ї Міжнар. наук.-техн. конф.; Нац. ун-т «Запорізька політехніка». – Запоріжжя, 2025. – С. 122-124.

Євтушенко Н. С., Семенов Є. О.
(Національній технічний університет «Харківський політехнічний інститут», м. Харків)

ЕКОЛОГІЧНІ НАСЛІДКИ ІНЖЕНЕРНО-ТЕХНОЛОГІЧНИХ РІШЕНЬ У МЕТАЛУРГІЇ

E-mail: natalya0899@ukr.net

Металургійна галузь є однією з найважливіших складових індустріального розвитку суспільства, адже вона забезпечує різні сфери економіки матеріалами та конструкційними елементами. Разом із тим металургійне виробництво належить до найбільш екологічно небезпечних видів промислової діяльності. Будь-яке інженерно-технологічне рішення, яке застосовується у виробництві сталі, чавуну чи кольорових металів, прямо або опосередковано впливає на стан довкілля. Тому аналіз екологічних наслідків у цій сфері має важливе значення для зниження рівня техногенного навантаження та забезпечення сталого розвитку[1-3].

Найбільшу загрозу природі створюють традиційні технології виплавки металів у доменних, мартенівських та електропечах. Ці процеси супроводжуються викидами пилу, діоксиду вуглецю, оксидів азоту й сірки, що значно забруднюють атмосферу. Інженерні рішення, пов'язані з вибором типу печей, систем фільтрації та очистки газів, безпосередньо визначають рівень екологічного впливу виробництва [4]. У випадку застарілих технологій концентрація шкідливих речовин у повітрі перевищує допустимі норми, що веде до погіршення стану здоров'я населення та руйнування природних екосистем.

Не менш важливим є питання впливу металургії на гідросферу. У процесі охолодження агрегатів та переробки руди використовуються великі обсяги води. Якщо інженерно-технологічні рішення щодо очищення стічних вод не впроваджені належним чином, у водойми потрапляють токсичні сполуки важких металів, феноли, масла та інші небезпечні домішки. Це призводить до деградації водних біоценозів, погіршення якості питної води й підвищення ризику для здоров'я людини. Тому сучасні металургійні підприємства все частіше застосовують замкнуті системи водопостачання та ефективні методи хімічної нейтралізації відходів.

Особливу увагу необхідно приділити проблемі твердих відходів металургійного виробництва. Шлаки, зола, пилові відходи накопичуються у величезних обсягах і потребують раціональної утилізації. Неефективні інженерні рішення у цій сфері створюють загрозу забруднення ґрунтів і підземних вод, а також займають значні площі земель [5-6]. Проте сучасні технологічні підходи дозволяють частково перетворювати металургійні відходи на вторинну сировину для будівельної промисловості, дорожнього будівництва та інших сфер. Таким чином, правильний вибір інженерних рішень сприяє не лише зменшенню екологічних ризиків, а й підвищенню економічної ефективності підприємств.

Одним із найактуальніших викликів сьогодення є проблема викидів парникових газів. Металургія є одним із провідних джерел глобальних викидів CO_2, що стимулює пошук інноваційних технологічних рішень. Використання водневої металургії, розвиток електрометалургійних процесів із застосуванням

відновлюваних джерел енергії, а також вдосконалення систем уловлювання й зберігання вуглецю розглядаються як перспективні напрями зменшення негативного впливу на клімат [7]. Таким чином, інженерні рішення у металургії можуть відігравати ключову роль у досягненні міжнародних цілей із декарбонізації.

Сучасна екологічна стратегія в металургії передбачає поєднання технічних, економічних і організаційних заходів. Вибір інженерно-технологічних рішень має базуватися не лише на критеріях продуктивності та вартості, але й на довгострокових екологічних наслідках. Важливим є застосування принципів «чистого виробництва», коли технології спочатку проєктуються з урахуванням мінімізації впливу на довкілля [8]. Це вимагає високого рівня професійної підготовки інженерів, розвитку наукових досліджень і міжнародного співробітництва у сфері екологічної безпеки металургії.

Отже, екологічні наслідки інженерно-технологічних рішень у металургії є багатогранними й охоплюють атмосферу, гідросферу, ґрунти та кліматичні системи. Від того, наскільки ефективно розроблятимуться та впроваджуватимуться нові технології, залежить майбутній баланс між промисловим розвитком і збереженням довкілля. Металургія, будучи однією з базових галузей економіки, повинна поступово трансформуватися у напрямі екологізації виробництва, що забезпечить сталий розвиток суспільства та зниження техногенного навантаження на природу.

Література

1. Твердохлєбова Н. Є. Регіональні аспекти управління екологічною безпекою в умовах сталого розвитку / Н. Є. Твердохлєбова, Н. С. Євтушенко // Сучасні технології у промисловому виробництві: матеріали та програма 9-ї Всеукр. наук.-техн. конф. – Суми: Сумський державний університет, 2024. – С. 176-177.

2. Yevtushenko N. S. Competences in the digital sphere of mechanical engineering specialists / Yevtushenko N. S., Vorobyov M. M. // Інформаційні

технології у сучасному світі: матеріали Міжнар. наук.-практ. конф. здобувачів вищої освіти і молодих вчених. – Харків: ДБТУ, 2024. – С. 262-263.

3. Євтушенко Н. С. Екобезпека в умовах ливарного цеху / Н. С. Євтушенко, Є. О. Семенов // Литво. Металургія. 2025. – Харків, Київ, 2025. – С. 118-120.

4. Ponomarenko O., Yevtushenko N., Akimov O., Vasilets V., Lopes H. (2025). Study of the Laws of Random Fluctuations in the Parameters of Foundry Processes and the Quality of Castings. Innovations in Mechanical Engineering IV. icieng 2025. Lecture Notes in Mechanical Engineering. Springer, Cham. https://doi.org/10.1007/978-3-031-93554-1_36

5. Yevtushenko N. S. Simulation model of production management in foundry production / Yevtushenko N. S. // Інформаційні технології в сучасному світі: матеріали Міжнар. наук.-практ. конф. здобув. вищої освіти і молодих учених; Держ. біотехн. ун-т. – Харків, 2025. – С. 433-434.

6. N. S. Yevtushenko, Tverdokhliebova N. Ye. Methods for assessing incidence in foundry employees: subjective and objective approaches // Литво. Металургія-2024: матеріали 20-ї Ювілейної Міжнар. наук.-практ. конф. – Харків, Київ, 2024. – С. 103-105.

7. Євтушенко Н. С. Значення інженерної освіти в системі охорони праці / Н. С. Євтушенко, Є. О. Семенов // Інформаційні технології: наука, техніка, технологія, освіта, здоров'я: тези доп. 33-ї міжнар. наук.-практ. конф. MicroCAD-2025. – Харків: НТУ «ХПІ», 2025. – С. 490.

8. Євтушенко Н. С. Інноваційні рішення для екологічних змін / Н. С. Євтушенко, О. В. Сухенко // Інформаційні технології: наука, техніка, технологія, освіта, здоров'я: тези доп. 33-ї міжнар. наук.-практ. конф. MicroCAD-2025. – Харків: НТУ «ХПІ», 2025. – С. 491.

Євтушенко Н.С., Твердохлєбова Н.Є.
(Національній технічний університет «Харківський політехнічний інститут», м. Харків)

ПРОФЕСІЙНА ПІДГОТОВКА ТА АДАПТАЦІЯ СПЕЦІАЛІСТІВ З ОХОРОНИ ПРАЦІ ДО УМОВ МЕТАЛУРГІЙНОЇ ГАЛУЗІ

E-mail: natalya0899@ukr.net

Металургійна промисловість посідає провідне місце в економіці, адже саме вона забезпечує розвиток машинобудування, будівництва, транспорту та інших стратегічно важливих сфер. Водночас робота у цій галузі пов’язана з підвищеним рівнем виробничих ризиків та впливом шкідливих факторів, що негативно позначаються на здоров’ї працівників.

Саме тому підготовка й професійна адаптація спеціалістів з охорони праці набувають особливого значення. Безпека праці в металургії визначається комплексом чинників, серед яких – технічний стан обладнання, правильність і стабільність технологічних процесів, рівень автоматизації, а також дисциплінованість персоналу. Ключова роль у цьому належить фахівцям з охорони праці, завданням яких є організація контролю, профілактика небезпек і управління ризиками. Вони повинні мати не лише знання законодавчої та нормативної бази, а й володіти глибокою технічною підготовкою, практичними навичками та вмінням швидко пристосовуватися до специфічних умов металургійного виробництва [1-3].

Підготовка інженерно-технічних кадрів з охорони праці здійснюється у закладах вищої освіти технічного спрямування. Програми навчання включають дисципліни з охорони праці, промислової безпеки, виробничої санітарії, екології, управління ризиками та технологій металургійного виробництва. Важливим елементом є поєднання фундаментальних знань з практичними навичками, що досягається завдяки лабораторним роботам, виробничим практикам та стажуванню на підприємствах. Сучасні освітні програми враховують тенденції міжнародних стандартів, зокрема ISO 45001 «Системи управління охороною здоров’я та безпекою праці». Завдяки цьому випускники отримують компетентності, які відповідають вимогам як українських, так і закордонних роботодавців.

Навіть якісна освіта потребує доповнення у вигляді адаптації фахівців безпосередньо на підприємстві. Нові спеціалісти повинні ознайомитися з виробничими процесами, технологіями, обладнанням і специфічними небезпеками металургійного виробництва [4].

Адаптаційний період включає стажування, наставництво з боку досвідчених інженерів, участь у внутрішніх інструктажах та тренінгах. Успішна адаптація дозволяє новим працівникам швидко інтегруватися у колектив, оволодіти необхідними навичками та зменшити ймовірність помилок, що можуть призвести до нещасних випадків. Особливо важливим є формування навичок командної роботи, адже безпека у металургії залежить від узгоджених дій усіх учасників виробничого процесу.

Сьогодні у сфері підготовки та адаптації кадрів активно впроваджуються інноваційні технології. Використання симуляторів небезпечних виробничих ситуацій, віртуальної та доповненої реальності дозволяє фахівцям відпрацьовувати алгоритми дій у надзвичайних умовах. Це значно підвищує якість навчання та знижує ризики під час реальної роботи. Дистанційні платформи і цифрові освітні ресурси роблять навчання доступним та безперервним. Працівники можуть проходити курси та тренінги без відриву від виробництва, що сприяє гнучкості у підвищенні кваліфікації [5].

Знання та навички спеціалістів з охорони праці повинні трансформуватися у створення культури безпеки на підприємстві. Фахівець має вміти проводити інструктажі, організовувати навчання для робітників, формувати у них відповідальне ставлення до дотримання правил техніки безпеки. У металургійних підприємствах особливе значення має профілактична робота – своєчасне інформування про ризики, виявлення небезпечних ситуацій і проведення заходів щодо їх запобігання. Культура безпеки формується поступово, завдяки постійній роботі інженерно-технічних кадрів.

Металургійна промисловість характеризується важкими умовами праці: високими температурами, шумом, пилом, фізичними та психоемоційними навантаженнями. Тому спеціалісти з охорони праці повинні мати стійкість до

стресу та вміти працювати в екстремальних ситуаціях. У програмах підготовки все частіше приділяється увага розвитку психологічної стійкості, вмінню працювати у конфліктних умовах, навичкам комунікації та лідерства. Це допомагає інженерно-технічним кадрам швидше інтегруватися у виробничі колективи та ефективно взаємодіяти з робітниками різних рівнів [6].

Сучасні технології в металургії постійно змінюються, впроваджується автоматизація та цифровий контроль. Це вимагає регулярного оновлення знань спеціалістів.

Підвищення кваліфікації здійснюється через курси, семінари, стажування, а також участь у міжнародних програмах обміну досвідом. Особлива увага приділяється впровадженню інноваційних методів моніторингу виробничих умов: систем автоматичного контролю викидів, цифрових платформ для аналізу ризиків, дистанційних сенсорів [7-8]. Фахівці з охорони праці повинні вміти працювати з такими системами та правильно інтерпретувати дані.

Країни ЄС та США мають значний досвід у сфері безпеки праці, де ключовою є стратегія превентивного управління ризиками. Застосування цього підходу у вітчизняній металургії сприяє зниженню рівня травматизму та підвищенню ефективності виробництва. Україна поступово інтегрує міжнародні стандарти, що дозволяє гармонізувати систему охорони праці з європейськими вимогами. Це особливо важливо в умовах глобалізації та виходу українських підприємств на світовий ринок.

Таким чином, професійна підготовка та адаптація спеціалістів з охорони праці у металургійній галузі є багаторівневим і безперервним процесом. Він охоплює базову освіту, практичне навчання, психологічну підготовку, адаптацію на виробництві, формування культури безпеки та постійне підвищення кваліфікації. Тільки системний підхід до розвитку кадрів дозволить забезпечити високий рівень безпеки у металургії, зберегти життя і здоров’я працівників, підвищити конкурентоспроможність підприємств та сприяти сталому розвитку галузі.

Література

1. Liu Yuitsziun. Assessment and analysis of the organizational structure of production in the context of professional risks / Liu Yuitsziun, Nataliia Yevtushenko // Проблеми та перспективи розвитку системи безпеки життєдіяльності: зб. наук. праць 19-ї Міжнар. наук.-практ. конф. молодих вчених, курсантів та студентів. – Львів: ЛДУ БЖД, 2024. – С. 813-816.

2. Твердохлєбова Н. Є. Впровадження інструментарію індустрії 4.0 у навчальний процес при підготовці майбутніх фахівців з охорони праці / Н. Є. Твердохлєбова, Н. С. Євтушенко // Інформаційні технології: наука, техніка, технологія, освіта, здоров'я: тези доп. 32-ї міжнар. наук.-практ. конф. MicroCAD–2024. – Харків: НТУ «ХПІ», 2024. – С. 391.

3. Ponomarenko O., Yevtushenko N., Akimov O., Vasilets V., Lopes H. (2025). Study of the Laws of Random Fluctuations in the Parameters of Foundry Processes and the Quality of Castings. Innovations in Mechanical Engineering IV. icieng 2025. Lecture Notes in Mechanical Engineering. Springer, Cham. https://doi.org/10.1007/978-3-031-93554-1_36

4. Yevtushenko N. S. Simulation model of production management in foundry production / Yevtushenko N. S. // Інформаційні технології в сучасному світі: матеріали Міжнар. наук.-практ. конф. здобув. вищої освіти і молодих учених. – Харків, 2025. – P. 433-434.

5. Євтушенко Н. С. Сутність та необхідність охорони праці в контексті виробничого процесу / Євтушенко Н. С., Твердохлєбова Н. Є. // Інформаційні технології: наука, техніка, технологія, освіта, здоров'я: тези доп. 32-ї міжнар. наук.-практ. конф. MicroCAD-2024. – Харків: НТУ «ХПІ», 2024. – С. 359.

6. Євтушенко Н. С. Інноваційні освітні технології системи професійної інженерної освіти / Наталія Євтушенко, Наталя Твердохлєбова // Розвиток сучасної науки та освітякості, інновації: матеріали 5-ї Міжнар. наук.-практ. інтернет-конф. – Запоріжжя: ТДАТУ, 2024. – С. 148-151.

7. Євтушенко Н. С. Значення інженерної освіти в системі охорони праці / Н. С. Євтушенко, Є. О. Семенов // Інформаційні технології: наука, техніка,

технологія, освіта, здоров'я: тези доп. 33-ї міжнар. наук.-практ. конф. MicroCAD-2025. – Харків: НТУ «ХПІ», 2025. – С. 490.

8. Yevtushenko N. Application of digital technologies in activity educational institutions of higher technical education / Nataliia Yevtushenko, Olga Ponomarenko, Olga Sukhenko // Розвиток сучасної науки та освітякості, інновації: матеріали 5-ї Міжнар. наук.-практ. інтернет-конф. – Запоріжжя: ТДАТУ, 2024. – С. 380-383.

Євтушенко С. Д., Акімов О. В., Пономаренко О. І.
(Національній технічний університет
«Харківський політехнічний інститут», м. Харків)

ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ СПЛАВІВ ПРИ ЛИТТІ З КРИСТАЛІЗАЦІЄЮ ПІД ТИСКОМ

E-mail: stepanco.00@ukr.net

Лиття з кристалізацією під тиском є одним із сучасних і ефективних методів отримання виливків із високими експлуатаційними характеристиками. На відміну від традиційних способів лиття, де процеси кристалізації відбуваються в умовах атмосферного тиску, застосування зовнішнього тиску дозволяє значною мірою впливати на перебіг фізико-хімічних процесів у розплаві, а отже, на формування мікроструктури та кінцевих властивостей готових виробів. Цей метод особливо актуальний для сплавів кольорових і чорних металів, що використовуються у відповідальних галузях машинобудування, авіаційної та енергетичної техніки, де якість матеріалу відіграє ключову роль [1-2].

Основна особливість технології полягає в тому, що на розплавлений метал у процесі його охолодження і переходу в твердий стан діє підвищений тиск. Це забезпечує більш щільне заповнення форми, зниження ймовірності утворення усадкових раковин, газових пор та інших внутрішніх дефектів, які є характерними для лиття у звичайних умовах. Крім того, під дією тиску відбувається ущільнення кристалічної решітки металу, що сприяє утворенню дрібнозернистої рівномірної структури. Дрібнозернистість, у свою чергу, забезпечує підвищення механічних властивостей сплаву, таких як міцність, пластичність та ударна в'язкість.

Важливо відзначити, що формування структури при кристалізації під тиском суттєво залежить від таких факторів, як величина прикладеного тиску, швидкість охолодження розплаву, склад і властивості сплаву, а також параметри ливарної форми. Оптимальне поєднання цих чинників дозволяє керувати процесами зародження і росту кристалів, уникати появи грубозернистої неоднорідної структури та забезпечувати стабільність властивостей матеріалу по всьому об'єму виливка. Зокрема, високий тиск сприяє збільшенню кількості центрів кристалізації, що призводить до утворення рівномірної дрібнокристалічної структури з підвищеною щільністю [3].

Порівняння виливків, отриманих традиційним литтям і литтям з кристалізацією під тиском, показує, що останні мають суттєво кращі показники. Зменшення кількості газових включень і усадкових дефектів забезпечує підвищену герметичність та надійність деталей, що особливо важливо для корпусних елементів, які працюють під тиском. Також відзначається підвищення корозійної стійкості, що зумовлено зменшенням кількості структурних дефектів, які могли б слугувати осередками для розвитку корозійних процесів. Для відповідальних деталей машинобудування та авіаційної техніки такі властивості є вирішальними при виборі технології виготовлення [4].

Не менш важливим є вплив тиску на фазові перетворення в сплавах. У деяких випадках підвищений тиск може змінювати температуру кристалізації та характер утворення фаз, що дозволяє отримати нові комбінації структурних складових. Це відкриває додаткові можливості для цілеспрямованого регулювання властивостей матеріалу. Наприклад, в алюмінієвих і магнієвих сплавах спостерігається зменшення схильності до ліквації та більш рівномірний розподіл легуючих елементів, що суттєво покращує експлуатаційні характеристики виробів.

Практичне застосування технології кристалізації під тиском показало її високу ефективність у виробництві деталей зі складною геометрією. Завдяки підвищеному тиску забезпечується якісне заповнення усіх тонких елементів форми без утворення недоливів, що часто трапляється при традиційному литті. Це дозволяє виготовляти деталі складної конструкції без додаткової механічної

обробки, що зменшує витрати часу і ресурсів. Водночас висока точність розмірів та якісна поверхня виливків роблять цей метод економічно вигідним для серійного виробництва.

Особливу увагу заслуговує вплив тиску на швидкість охолодження розплаву. Відомо, що різні ділянки виливка охолоджуються з різною інтенсивністю, що може призводити до утворення неоднорідної структури. Використання тиску дозволяє частково вирівняти ці процеси, оскільки щільніший контакт розплаву з формою забезпечує рівномірніший теплообмін. Це важливо для деталей з товстими і тонкими стінками, де традиційне лиття часто супроводжується дефектами через нерівномірну кристалізацію [5].

З економічної точки зору технологія лиття з кристалізацією під тиском також має значні переваги. Хоча початкові витрати на обладнання та енергетичні ресурси є вищими, ніж при звичайному литті, загальні витрати на виробництво знижуються за рахунок скорочення обсягу механічної обробки, зменшення відходів і браку, а також подовження терміну служби виробів. У масовому та серійному виробництві ця технологія виявляється економічно доцільною і вигідною. Окремо варто зазначити перспективи розвитку цього напряму. Сучасні дослідження спрямовані на поєднання процесу кристалізації під тиском з іншими методами, наприклад, із модифікуванням розплаву або використанням керованого охолодження [6]. Такі комбіновані технології дозволяють ще більш точно впливати на формування мікроструктури, забезпечуючи отримання унікальних властивостей матеріалу. Це відкриває шлях до створення нових сплавів із підвищеною міцністю, зносостійкістю та довговічністю [7].

Не менш важливим є екологічний аспект використання кристалізації під тиском. Завдяки зниженню рівня браку та зменшенню кількості відходів ливарне виробництво стає більш екологічно чистим. Крім того, триваліший строк служби деталей зменшує потребу у виробництві додаткових запасних частин, що також позитивно впливає на збереження ресурсів. У поєднанні з енергозберігаючими технологіями ця методика може стати основою для створення більш стійких і екологічно безпечних виробництв у майбутньому [8].

Отже, лиття з кристалізацією під тиском є перспективним методом виготовлення виливків зі сплавів різного складу. Воно забезпечує формування дрібнозернистої рівномірної структури, знижує кількість дефектів, підвищує міцнісні та експлуатаційні характеристики готових деталей. Завдяки цим перевагам технологія знаходить широке застосування в галузях, де пред'являються особливо високі вимоги до якості матеріалів і надійності виробів. Подальші дослідження у цьому напрямі пов'язані з оптимізацією параметрів тиску та охолодження, розробкою нових сплавів і вдосконаленням ливарного обладнання, що дозволить ще більше розширити можливості цього методу у промисловості.

Література

1. Євтушенко С. Д. Методи отримання виливків високої якості / С. Д. Євтушенко, О. В. Акімов // Інформаційні технології: наука, техніка, технологія, осві-та, здоров'я: тези доп. 33-ї міжнар. наук.-практ. конф. MicroCAD–2025. – Харків: НТУ «ХПІ», 2025. – С. 379.

2. Євтушенко Н. С. Застосування статистичних методів для аналізу варіацій параметрів ливарних процесів / Н. С. Євтушенко, О. І. Пономаренко, В. О. Василець // Інформаційні технології: наука, техніка, технологія, освіта, здоров'я: тези доп. 33-ї міжнар. наук.-практ. конф. MicroCAD-2025. – Харків: НТУ «ХПІ», 2025. – С. 381.

3. Євтушенко С. Д. Методика вибору технології виготовлення виливків / С. Д. Євтушенко, О. І. Пономаренко, Н. С. Євтушенко // IX міжнародна науково-технічна конференція «Перспективні технології, матеріали й обладнання в ливарному виробництві». – Краматорськ: ДДМА, 2023. – С. 49-51.

4. Ponomarenko O., Yevtushenko N., Akimov O., Vasilets V., Lopes H. (2025). Study of the Laws of Random Fluctuations in the Parameters of Foundry Processes and the Quality of Castings. Innovations in Mechanical Engineering IV. icieng 2025. Lecture Notes in Mechanical Engineering. Springer, Cham. https://doi.org/10.1007/978-3-031-93554-1_36

5. Yevtushenko N. S. Simulation model of production management in foundry production / Yevtushenko N. S. // Інформаційні технології в сучасному світі: матеріали Міжнар. наук.-практ. конф. здобув. вищої освіти і молодих учених. – Харків, 2025. – P. 433-434.

6. Ponomarenko O. (2024). Operation Control of Melting Furnaces in Foundry Workshops Using Simulation Models / Ponomarenko O., Yevtushenko N., Lysenko T., Yevtushenko S., Vorones V., Shelepko P., Vorobyov V. // In: Cioboată, D.D. (eds) International Conference on Reliable Systems Engineering (ICoRSE) – 2024. ICoRSE 2024. Lecture Notes in Networks and Systems, vol 1129. Springer, Cham. (Scopus).

7. Ponomarenko O., Yevtushenko N., Saithareiev L., Yevtushenko S., Dzhanikian A. (2025). Modern Methods for Synchronizing the Operation of Subsystems of the Foundry Workshop. In: Ivanov, V., Silva, F.J.G., Trojanowska, J., Pinto, A.M.G. (eds) Advances in Design, Simulation and Manufacturing VIII. DSMIE 2025. Lecture Notes in Mechanical Engineering. Springer, Cham. https://doi.org/10.1007/978-3-031-95211-1_8

8. Євтушенко Н. С. Використання 3D-технологій для вдосконалення процесу лиття / Євтушенко Н. С., Пономаренко О. І., Масалітіна О. В. // Неметалеві вкраплення і гази у ливарних сплавах: зб. тез 17-ї Міжнар. наук.-техн. конф. – Запоріжжя, 2025. – С. 122-124.

Єфімова В. Г., Тимошенко Д. О.
(ТОВ «Технічний університет Метінвест політехніка», м. Запоріжжя)

ФІЗИКО-ХІМІЧНИЙ МЕХАНІЗМ РОЗЧИНЕННЯ ЧАСТИНОК НЕМЕТАЛЕВИХ ВКЛЮЧЕНЬ У ШЛАКУ ПРОМІЖНОГО КОВША

E-mail: yefimovavg@gmail.com

При виробництві чистої сталі у проміжному ковші важливе значення набуває вміст неметалевих включень у готовому продукту. Надмірна кількість включень може призвести до зниження якості сталевої заготовки. Включення утворюються в результаті окислення сталі при технологічних переливах, а також руйнуванні вогнетривких матеріалів та емульгуванні шлаку. Одним з найперспективнішим

методом вилучення неметалевих включень з розплаву сталі у проміжному ковші є абсорбція їх шлаковою фазою.

Основна увага наукових досліджень, що вивчають процеси рафінування сталі від неметалевих включень присвячена вивченню гідродинамічних процесів, що відбуваються у ванні проміжного ковша із застосуванням фільтраційних перегородок та продувальних пристроїв різноманітної конструкції [1-3]. При цьому розглядається механізм доставки частинок неметалевих включень до шлакової поверхні з утворенням мономолекулярного шару на межі поділу фаз розплав сталі – шлак [4, 5]. Разом з тим, відсутні дані стосовно механізму переходу частинок неметалевої фази границі поділу фаз метал -шлак, а також процесу адсорбції неметалевих включень шлаковою фазою. В дослідженнях [6] наведені деякі аспекти цього механізму адсорбції, але вони не наводять фізико-хімічний механізм цього процесу.

Метою даного дослідження було встановлення фізико-хімічного механізму розчинення частинок Al_2O_3 у шлаковій фазі визначеного складу.

Реалізація поставленої мети здійснювалась шляхом вирішення наступних завдань:

– аналізу термодинамічної вірогідності видалення частинок неметалевої фази з розплаву металу;

– проведення експериментальних досліджень розчинення частинок Al_2O_3 у шлаку визначеного хімічного складу;

– проведення металографічних досліджень;

– формулювання механізму розчинення неметалевих включень у шлаковій фазі.

Видалення неметалевих включень шлаковою фазую відбувається у три стадії:

1. Транспортування неметалевих включень до межі поділу розплав сталі шлак.

2. Відокремлення неметалевого включення від розплаву сталі.

3. Подолання поверхневого натягу шлакової фази та розчинення у ній.

Включення можна вважати видаленим зі сталі лише тоді, коли воно повністю розчинене в шлаку. Якщо цього не станеться, включення зможе повернутися до сталевої ванни в залежності від режиму потоку сталі у проміжному ковші.

Найменш вивченою стадією видалення неметалевих включень вважається друга стадія, що передбачає подолання границі поділу фаз розплав сталі – шлак. На цей процес значний вплив чинять сили поверхневої енергії на межі поділу фаз метал – шлак.

Термодинамічна ймовірність переходу неметалевим включенням границі поділу фаз розплав сталі – шлакова фаза буде зменшення вільної енергії системи:

$$\Delta G = \sigma_{включення-шлак} - \sigma_{включення-сталь} - \sigma_{сталь-шлак}, \quad (1)$$

де $\sigma_{включення-шлак}$ – поверхневий натяг на межі поділу фаз неметалеве включення – шлак, Н/м^2;

$\sigma_{включення-сталь}$ – поверхневий натяг на межі поділу фаз неметалеве включення – розплав сталі, Н/м^2;

$\sigma_{сталь-шлак}$ – поверхневий натяг на межі поділу розплав сталі – шлак, Н/м^2.

Відокремлення неметалевих включень від межі поділу фаз розплав сталі – шлак супроводжується зниженням вільної енергії системи.

Час відокремлення включення від розплаву сталі буде залежати від агрегатного стану включення. Тверді включення мають велике значення крайового кута змочування межі поділу фаз включення – розплав сталі. Таким чином, при наближенні до поверхні поділу фаз розплав сталі – шлак значна рушійна сила дозволяє цим включенням відокремитися від сталі та запобігає повторному захопленню.

Швидкість розчинення частинок неметалевих у шлаковій фазі можна представити рівнянням:

$$-\frac{dr}{dt} = k\left(\frac{\rho_{шлак}}{100 \cdot \rho_в}\right) \left[мас\%вк(ст-ш) - мас\%вк(ш)\right] \quad (2)$$

де $\rho_{шлак}$ – густина шлаку, кг/м^3;

$\rho_в$ – густина включення, кг/м^3;

$мас\%вк(ст-ш)$ – масовий відсоток включень, що перебувають на межі поділу фаз розплав сталі – шлак;

$мас\%вк(ш)$ – масовий відсоток включень у шлаковій фазі.

Процес розчинення неметалевих включень у шлаковій фазі відбувається у дифузійній області і контролюється законами дифузії. Отже час розчинення частинки неметалевого включення у шлаковій фазі можна представити як:

$$\tau = \frac{\rho_в \cdot R_0}{D[C_c - C_ш]} \quad (3)$$

де R_0 – початковий радіус неметалевих включень, м;

$\rho_в$ – густина неметалевого включення, кг/м^3;

D – коефіцієнт дифузії, м^2/с;

C_c – концентрація включень у розплаві сталі, %;

$C_ш$ – концентрація включень у шлаковій фазі, %.

Отже для вивчення механізму розчинення неметалевих включень у шлаковій фазі нами були проведені експерименти по розчиненню частинок Al_2O_3 у шлаку промислового складу, який наведено у табл. 1.

Таблиця 1 – Хімічний склад промислового шлаку у % мас.

Речовина	CaO	FeO	Fe_2O_3	Al_2O_3	SiO_2	MgO	MnO	основність
%	42-55	14-20	5-10	0-3	9-15	0-5	0-8	3,5-5,0

Дослідження проводили у вертикальній печі, рис. 1, що дозволяла додавати частинки Al_2O_3 до шлаку при високій температурі. У молібденовий тигель з внутрішнім діаметром 40 мм та товшиною 5 мм додавали наближено 50-70 г порошкоподібного шлаку і нагрівали в печі. Піч нагрівали зі швидкістю 5 °С/хв. Після досягнення бажаної температури (табл. 2) до однорідного шлаку додавали кульки Al_2O_3 (кількість близько 5 мас.% шлаку). Тигель виймали з печі після

заданого часу витримки та гартували водою. Загартований шлак висвердлювали з тигля для подальшого аналізу.

Таблиця 2 – Опис умов експерименту

№ експерименту	t, °C	Час додавання частинок Al_2O_3, с
1	1600	60, 120, 180
2	1580	
3	1550	
4	1500	180, 300

Шлак, який було висвердлено поміщали у смолу з низькою в'язкістю, шліфували шліфувальним папером із карбіду кремнію та полірували алмазною суспензією. Поліровані зразки були покриті вуглецем для композиційного та мікроструктурного аналізу. Композиційний аналіз проводили за допомогою повного кількісного рентгенівського мікроаналізу з електронним зондом у поєднанні з дисперсійною спектроскопією.

Кількісний аналіз ліній проводився в кількох напрямках навколо розчинної частинки, а потім вимірювання були згруповані в один набір даних для подальшого розгляду. Для кожного зразка для кількісного аналізу була обрана частинка з найбільшим діаметром у поперечному перерізі, припускаючи, що поперечний переріз є найближчим до площини, що проходить через центр частинки.

Усі виміряні точки на фазі шлаку в межах 50 мкм від поверхні розділу частинка/шлак були виміряні як сукупність трьох точок (відокремлених 2 мкм одна від одної). На відстані більше 50 мкм від межі розділу використовувався електронний промінь діаметром 2 мкм. Це було кращим замість точки, оскільки шлак розділявся на кілька фаз після охолодження, а метою було виміряти загальний вміст Al_2O_3.

У якості продуктів реакції в усіх зразках на межі поділу фаз Al_2O_3 – шлак утворюється Al_2O_3–CaO. При цьому морфологія та тип продуктів реакції залежать

від температури. Суцільний шар $CaA_{l4}O_7$ оточує частково розчинену частинку при 1600 °C (рис. 1), тоді як при 1500 °C $CaA_{l2}O_4$ є основною складовою міжфразного шару (рис. 2, б). У зв'язку з розділенням фаз під час охолодження важливо розрізняти фази, що виділяються в шлаку при високій температурі, і ті, що з'являються під час затвердіння.

Було проаналізовано зразки з експериментів, проведених при чотирьох різних температурах (табл. 2). Представлені результати отримані в результаті експериментів, проведених при 1600 і 1500 °C, оскільки вони дають повну картину процесу розчинення та підкреслюють вплив різних параметрів на процес. У всіх випадках зона, багата Al_2O_3, утворюється поблизу частинок (рис. 3, 4) і містить виділені кристалічні фази. Розмір цієї зони та фаз у ній збільшується зі збільшенням часу та температури. Довга вісь подовжених кристалічних фаз має той самий напрямок, що й потік частинок у розплавленому шлаку, тобто перпендикулярно поверхні розділу частинок, що розчиняються.

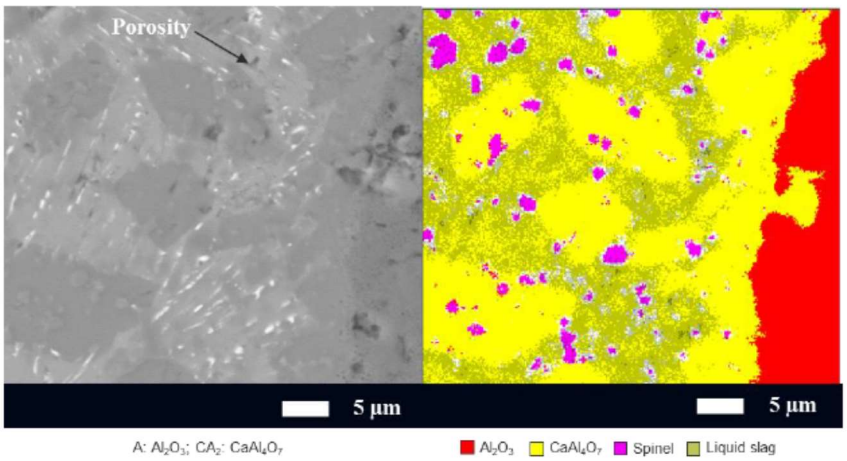


Рис. 1. Електронне зображення межі поділу фаз Al_2O_3-шлак за 1600 °C для зразка через 60 с після занурення у шлакову фазу

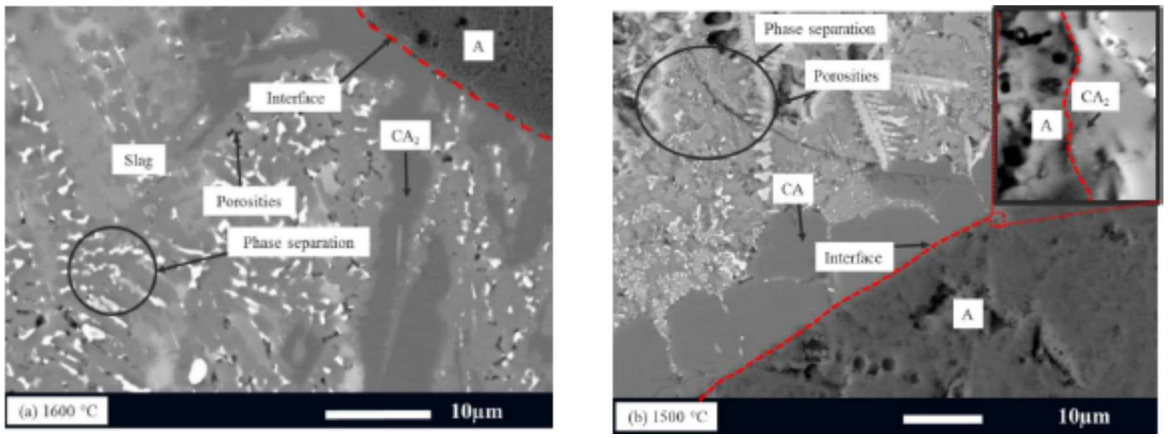


Рис. 2. Продукти реакції, що утворилися на межі поділу фаз частинки Al_2O_3-шлак (а) при 1600 °С (б) при 1500 °С. Границя поділу фаз показана червоною лінією

Для подальшого з'ясування механізму розчинення неметалевих включень шлаковою фазою нами було розроблено модель, яка заснована на експериментальних спостереженнях. Ця модель враховує термодинамічну рівновагу та закономірність перебігу гетерогенних процесів. Згідно цієї теорії можна висунути наступні етапи:

1. Початкове локальне падіння температури від додавання частинок (за кімнатної температури) до розплавленого шлаку ми нехтували. Зниження температури може мати значний вплив на початкову швидкість розчинення, але враховуючи невелику кількість зразка шлаку та постійне підведення тепла, вплив цього початкового падіння тепла є незначним.

2. Швидкість утворення продуктів реакції висока. Це означає, що локальна рівновага досягається миттєво.

3. Перенесення іонів Al^{3+} і Ca^{2+} в розплавленому шлаку можна розглядати як транспортування Al_2O_3 і CaO.

4. На межі розділу фаз частинок неметалевих включень Al_2O_3- шлак утворюються продукти реакції через розчинення Al_2O_3 у рідині та наступною реакцію з CaO.

5. Частинки мають сферичну форму (протягом усього процесу) з деякими нерівностями на поверхні.

6. Кожна частинка розчиняється самостійно. Отже, взаємодією відповідної частинки з іншими розчиненими частинками ми нехтували.

Після додавання частинок Al_2O_3 вони безпосередньо розчинялись у розплавленому шлаку, утворюючи фазу CA ($CaAl_2O_4$). Коли досягалося насичення продуктами розчинення частинок глинозема вони поєднувались з CaO в шлаку та розчиненим Al_2O_3 з утвореннями нової фази (CA2) ($CaAl_4O_7$) на межі розділу частинок. Утворення нової фази CA2 супроводжується поглинанням CaO, що призводить до надходження CaO до поверхні розділу. Зародження CA2 і ріст цих ядер на межі поділу фаз призводить до утворення нової фази, яка вкрита суцільним шаром CA2. Тривале розчинення Al_2O_3 та транспортування частинок призводить до розширення зони, що збагачена Al_2O_3, далі від межі поділу фаз. Це сприяє виділенню фази CA2 не тільки на межі поділу, але й далі від неї. Проте ріст реакційного шару, який було утворено обмежений. Це зростання залежить від кількості Al_2O_3 через реакційний шар до рідини та припливу CaO до границі поділу фаз CA2-шлак. Фази CA2, що виникли далеко від межі розділу, продовжують рости за рахунок шару. Зростання цих виділених фаз відбувається приблизно перпендикулярно межі розділу вздовж напрямку надходження CaO з маси шлаку (рис. 2).

Обидві фази CA2 і CA є термодинамічно стабільними при 1500 °C. Швидкість розчинення, однак, знижується при зниженні температури, що зменшує приплив Al_2O_3 до шлаку. Початкове осадження невеликої кількості CA2, зменшує як розчинений Al_2O_3, так і локальний вміст CaO у шлаку. Це зміщує склад шлаку в області стабільності CA, що призводить до переважного утворення CA.

Таким чином, незважаючи на те, що розчинення Al_2O_3 у шлаку проміжного ковша є непрямим процесом розчинення, воно має незначний вплив на загальну швидкість розчинення через відносно обмежену товщину міжфазного реакційного шару. Наявність значного градієнта Al_2O_3 у шлаку поблизу межі поділу та утворення осадів вказує на те, що транспортування частинок у шлаку контролює загальну швидкість розчинення.

В роботі було досліджено розчинення частинок Al_2O_3 у розплавленому шлаку проміжного ковша в діапазоні температур 1500-1600 °C. Показано, що утворення зони розчинення навколо частинки неметалевого включення, що розчиняється, в умовах природної конвекції обмежує швидкість розчинення. Це пов'язано з високою в'язкістю шлаку, який обмежує дифузію Al_2O_3, особливо при низьких температурах.

Було виявлено, що розчинення частинок у шлаку є непрямим процесом розчинення, при якому кристалічні продукти реакції Al_2O_3-CaO, такі як $CaAl_4O_7$ (CA2) і $CaAl_2O_4$ (CA), утворюються на поверхні частинок, тобто на межі поділу фаз Al_2O_3-шлак. На межі розділу формувався суцільний шар цих продуктів. Експериментальні дані використовували для оцінки шляхів розчинення. Було виявлено, що поблизу межі поділу Al_2O_3-шлак взаємна дифузія Al_2O_3 і CaO є домінуючим явищем. Шлях розчинення зміщується в бік подвійної системи Al_2O_3-CaO, коли ми рухаємося від основного шлаку до поверхні розділу.

В результаті проведених досліджень було представлено механізм, де закономірності кінетики гетерогенних процесів пояснює процес розчинення неметалевих включень у шлаковій фазі з утворенням продуктів реакції. Показано, що продукти реакції утворюють суцільний шар на поверхні частинок, що розчинялися, але їх товщина залишалася обмеженою і, отже, не мала істотного впливу на загальний процес розчинення. Встановлено, що швидкість процесу розчинення залежить від дифузії частинок у шлаку, особливо в зоні розчинення.

Література

1. Hyun Park J., Zhang L. Kinetic modeling of nonmetallic inclusions behavior in molten steel: A Review. 2020. – Metallurgical and materials transactions B. – Vol.51. – P. 2453 – 2482.

2. Valdez M., Shannon S., Sridhar R. The ability of slags to absorb solid oxide inclusions. 2016. – ISIJ International, Vol. 46 No. 3. – P. 450–457.

3. Li J.Y., Cheng G.G., Ruan Q., Pan J.X., Chen X.R. Evolution behaviour of nonmetallic inclusions in Ti-bearing 11Cr stainless steel with calcium treatment. 2020. – Ironmak Steelmak. – Vol. 47 (1). – P. 31-39.

4. Nishimoto M., Muto I., Sugawara Y. Review-understanding and controlling the electrochemical properties of sulfide inclusions for improving the pitting corrosion resistance of stainless steels.– 2023.– Mater Trans.– Vol. 50 (5). – P. 712-720.

5. Li S., Hu J.Z., Zhang J., Ren Y., Zhang L.F. Pitting corrosion initiated by Al_2O_3-CaO-CaS inclusions in a 304 stainless steel. 2023. – Metall Mater Trans B. – Vol. 54 (2). – P. 1784-1797.

6. Park J.S., Park J.H. Effect of slag composition on the concentration of Al_2O_3 in the inclusions in Si-Mn-killed steel. 2014. – Metall Mater Trans B. – Vol. 45 (3). – P. 953-960.

Єфімова В. Г.[1], Тимошенко Д. О.[2]
([1]КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ; [2]ТОВ «Технічний університет Метінвест політехніка», м. Запоріжжя)

АДСОРБЦІЯ НЕМЕТАЛЕВИХ ВКЛЮЧЕНЬ З РОЗПЛАВУ СТАЛІ У ПРОМІЖНИХ КОВШАХ МБРЗ

E-mail: yefimovavg@gmail.com

Відомо, що в процесі виробництва сталі відбувається побічний процес утворення неметалевих включень. Якщо його не контролювати належним чином, це може призвести до зниження якості готової продукції. Одним з доступних методів контролю вмісту неметалевих включень у розплаві сталі є шлак, який за законом розподілу поглинає неметалеві включення у процесі їх флотації за рахунок абсорбції. Відомо, що процес видалення неметалевої фази включає в себе три кроки: флотація включень до межі поділу фаз розплав сталі – шлаку, поглинання включень шлаковою фазою та розчинення.

Основні дослідження видалення неметалевої фази з розплаву сталі присвячені оптимізації траєкторії гідродинамічних потоків у металургійних

реакторах та транспортуванню неметалевих включень до межі поділу фаз метал – шлак [1, 2].

Найменш вивченою стадією видалення неметалевих включень з розплаву є поглинання неметалевого включення шлаковою фазою. Термодинаміка цього процесу детально представлена у роботах [3-7]. У відповідності цих досліджень перехід неметалевого включення в шлак відбувається при мінімальному значенню вільної енергії системи. Але ця модель дуже спрощена і не враховує той факт, що вільна енергія системи змінюється безперервно на межі поділу фаз метал – включення, включення – шлак.

У дослідженнях [8, 9] показано, що теорія видалення неметалевих включень не враховує утворення тонкої рідкої металевої плівки на поверхні неметалевого включення, що призводить до збільшення часу перебування неметалевих включень на границі поділу фаз.

Дані роботи [10] свідчать, що основні типи включень мають більшу густину ніж металургійні шлаки, а тому вони будуть спинятися на межі поділу фаз метал – шлак, що може призвести до їх вторинного захоплення металевим розплавом.

Отже, робота що спрямована на з'ясування механізму абсорбції включень шлаковою фазою після того як вони досягли міжфазної поверхні поділу метал – шлак та впливу на цей процес розплаву шлаку є актуальною.

Метою даного дослідження було встановлення механізму видалення неметалевих включень за рахунок адсорбції шлаковою фазою.

Реалізація поставленої мети здійснювалась шляхом вирішення наступних завдань:

– фізико-хімічний аналіз адсорбції неметалевих включень шлаком у проміжному ковші;

– моделювання процесу адсорбції неметалевих включень шлаковою фазою, з використанням сковуючого електронного мікроскопу;

– визначення часу адсорбції неметалевих включень шлаком.

Розглянемо наближення твердої сферичної частинки до хімічно інертної статичної поверхні шлакової фази. Швидкість руху включення залежить від числа

Рейнольдса і в момент його зіткнення зі шлаковою поверхнею утворюється плівка довільної товщини, яка дренується дією потоку до моменту входу включення у контакт зі шлаковою фазою.

Отже, швидкість спливання частинки неметалевого включення можна представити:

$$U_{кін.} = \frac{2}{9} R_в^2 \left(\rho_м - \rho_в\right) \frac{9}{\eta_м}, \tag{1}$$

де $R_в^2$ – радіус неметалевого включення, м;

$\rho_м$ – густина розплаву металу, кг/м^3;

$\rho_в$ – густина неметалевого включення, м;

$\eta_м$ – в'язкість розплаву металу, Па·с.

Число Рейнольдса, для частинки, що видаляється:

$$\mathrm{Re} = U \cdot 2R_B \cdot \frac{\rho_м}{\eta_м}, \tag{2}$$

де U – швидкість руху включення, що дорівнює $U_{кін.}$ та вище та визначається розміром включення, що спливає.

В обох випадках на рух частинок впливають сила капілярної взаємодії $F_{\sigma,z}$, сила виштовхування – F_b, сила опору F_d та сила маси металу, що приєдналася F_m.

У випадку формування металевої плівки на поверхні неметалевого включення рівняння для сили капілярної взаємодії залежить від властивостей розплаву металу та природи неметалевих включень:

$$F_{\sigma,Z} = 4\pi R_1 \left[\begin{array}{l} \dfrac{\sigma_{м-ш}}{2\left(R_1 + S\right)^3}\left(\left(2R_1 + S - Z\right)\right) + \\ + \dfrac{dZ}{dt} \cdot \dfrac{\eta_s}{3} \cdot \dfrac{3}{2}\left(\dfrac{1}{R_1 + 2S} - \dfrac{1}{R_1 + 4S}\right)\left(1 - \left(\dfrac{R_1 - Z}{R}\right)\right) \end{array} \right] \tag{3}$$

$$F_b = \frac{4}{3}\pi R_в^3 \left(\rho_м - \rho_в\right) g \tag{4}$$

$$F_d = 6\pi R_в \eta_м \frac{dZ}{dT} \tag{5}$$

$$F_m = \frac{1}{2} \cdot \frac{4}{3} \pi R_в^3 \rho_м \frac{d^2 Z}{dt^2} \tag{6}$$

де $\sigma_{м-ш}$ – поверхневий натяг на межі поділу фаз, Н/м^2;

$\frac{dZ}{dT}$ та $\frac{d^2 Z}{dt^2}$ – швидкість та прискорення включення, коли воно досягає шлакової фази, м/с та м/с^2;

S – товщина плівки металу на поверхні неметалевого включення, що спливає з початковою товщиною 0,002·$R_в$ та при значенні 0,001·$R_в$ відбувається її розрив у м;

g – прискорення сили тяжіння м/с^2 [7].

Капілярні сили будуть намагатися виштовхнути включення за рахунок утворення нової області між металом та шлаком. Оскільки металевий розплав являє собою мало в'язку рідину, то злив металевої плівки відбувається швидко та його можна не враховувати. При цьому важливу роль буде відігравати змочування включення шлаком.

При взаємодії неметалевого включення з шлаковою фазою і металевим розплавом діють наступні сили:

$$F_{\sigma,Z} = \left(-2\pi R_в + 2\pi Z\right)\sigma_{м-ш} + 2\pi R_в \sigma_{ш-в} - 2\pi R_в \sigma_{м-в} \tag{7}$$

$$F_b = \frac{4}{3}\pi R_в^3 \left(\rho_ш \Delta_b - \rho_в\right) g \tag{8}$$

$$F_d = 6\pi R_в \eta_ш B_2 \frac{dZ}{dt} \tag{9}$$

$$F_m = \frac{1}{2}\frac{4}{3}\pi R_в^3 \rho_ш \Delta_b \frac{d^2 Z}{dt^2} \tag{10}$$

де $\rho_в$ та $\rho_ш$ – густина неметалевих включень та шлаку, відповідно у кг/м^3;

$\sigma_{ш-в}$ та $\sigma_{м-в}$ – поверхневий натяг на межі поділу фаз шлак – неметалеве включення та розплав металу – шлак, Н/м^2;

B_2 та Δ_b – коефіцієнти пропорційності.

$$\Delta_b = \frac{1}{4}\left(\frac{\rho_м}{\rho_ш} - 1\right)\left(\frac{Z}{R_в}\right)^3 - \frac{4}{3}\left(\frac{\rho_м}{\rho_ш} - 1\right)\left(\frac{Z}{R_в}\right)^2 + \frac{\rho_м}{\rho_ш} \quad (11)$$

$B_2 = 1$ у випадку, коли $\frac{Z}{R_в} \geq 1$.

За умови, що $0 \leq \frac{Z}{R_в} \leq 1$:

$$B_2 = \left(\frac{\eta_m}{\eta_ш} - 1\right)\left(\frac{Z}{R_в}\right)^2 - 2\left(\frac{\eta_m}{\eta_ш} - 1\right)\left(\frac{Z}{R_в}\right)^2 + \frac{\eta_m}{\eta_ш} \quad (12)$$

З наведених рівнянь випливає, що сила капілярної взаємодії домінує над силою відділення неметалевих включень від поверхні металу. Це пояснюється тим, що оксидні включення краще будуть взаємодіяти з розплавом оксидів у шлаку ніж з розплавом металу.

Сила виштовхування залежить від різниці густини розплаву металу та неметалевого включення. Отже, неметалеві включення, що спливли з об'єму металу, однією своєю частиною залишаються у металевому розплаві, іншою – у шлаковій фазі.

Отже, коли неметалеві включення перебувають на поверхні шлакової фази існує ризик їх повторного захоплення у глибину розплаву металу.

Для того щоб розглянути класичну модель абсорбції неметалевих включень шлаковою фазою, нами було проведено моделювання процесу адсорбції неметалевих включень шлаковою фазою, при цьому вважалося, що адсорбційний процес перебігає у мономолекулярному шарі та може контролюється дифузією та контролюються константою швидкості хімічного процесу.

В цих дослідженнях було зроблено наступні припущення:

1) форма частинок має бути максимально наближеною до сферичної форми;

2) процес розчинення відбувається до тих пір, поки частинка повністю не розчиниться;

3) у процесі розчинення не відбувається процесу обертання частинки;

4) об'єм шлаку залишається сталим.

У дослідженнях для вивчення розчинення частинок неметалевих включень ми застосовували скануючий електронний мікроскоп РЕМ-106И, основними перевагами якого є можливість спостереження процесу розчинення індивідуальної частинки неметалевого включення у шлаку.

У цьому дослідженні у якості включення, що переходить міжфазну границю метал – шлак, використовувався глинозему. При цьому всі твердження, що отримані для частинок глинозема можуть бути застосовані і до інших найпоширених включень, а саме Al_2O_3, MgO, ZrO_2 і $MgAl_2O_4$..

Було прийнято, що розплав сталі являв собою розплав чистого заліза, тому в'язкість металу і переважна частина поверхневих натягів на межі поділу фаз була відома. Початкова швидкість включення була різною в залежності від розміру включень, до максимальна очікувана швидкість течії в металі 0,3 м/с.

Для аналізу було обрано фазу шлаку проміжного ковша. Основні характеристики розплаву металу, шлаку та неметалевих включень наведено у табл. 1.

Таблиця 1 – Фізико-хімічні властивості розплаву металу, шлаку та неметалевих включень

	Густина, кг/м^3	В'язкість, Па·с	Поверхневий натяг, Н/м	Склад, масові %			
Включення Al_2O_3	3990	–	$\sigma_{ш-в}$ 0,01-0,2	Al_2O_3, 100 %			
Розплав Fe	7000	0,006	$\sigma_{м-в}$ 1,504	Fe, 100 %			
Шлак проміжного ковша	2560	2,308	$\sigma_{м-ш}$ 1,16	SiO_2	CaO	Al_2O_3	MgO
				39,5	33	19,5	7,3

Для аналізу результатів експерименту швидкості розчинення неметалевих включень у шлаковій фазі, яка контролюється дифузією, можна представити рівнянням:

$$\tau = \frac{\rho_в \cdot R_в^2 \cdot 3\pi\eta_ш}{2kT\Delta C} \quad (13)$$

де k – константа Больцмана;

ΔC – зміна концентрації в процесі розчинення неметалевого включення, мас. %.

Одною з основних цілей фізичного моделювання було виявлення умов, коли включення залишається однією своєю частиною у розплаві металу, а іншою у шлаковій фазі і не асимілюється шлаковою фазою.

Отже метою досліджень було встановлення умов, що призводять до даної ситуації, а також знаходження межі тих властивостей, коли неметалеві включення концентруються на границі поділу метал-шлак, а саме розмір частинок та швидкість їх спливання, значення поверхневого натягу на межі поділу фаз неметалеве включення – шлак, а також в'язкість шлаку.

Дослідження було проведено для чотирьох різних розмірів включень – 10, 20, 50 та 100 мкм. Поверхневий натяг на межі поділу фаз неметалеве включення – шлак було обрано в межах 0,01-0,6 Н/м з припущенням, що при розчиненні включень призводить до зміни складу шлакової фази.

Дані розрахунків свідчать, що при малих значеннях поверхневого натягу на межі поділу фаз неметалеве включення – шлак, рушійною силою процесу адсорбції неметалевих включень буде капілярна сила, що відноситься до розмірів включень, що розглядаються.

Зміна початкової швидкості спливання мало впливає на процес адсорбції неметалевої фази. Як показують розрахунки, початкова швидкість впливає на асиміляцію частинок, розмір яких більше 50 мкм, за рахунок утворення металевої плівки чи шлаків, що мають підвищену в'язкість.

Отже, оскільки рушійною силою процесу відокремлення неметалевих включень від фази металу і перехід їх у шлак є капілярна сила. Для проміжного ковша поверхневий натяг на межі поділу неметалеве включення – шлак повинен бути не більше 0,4 Н/м, що сприяє видаленню 90-95 % неметалевих включень з радіусом від 10 до 100 мкм, з початковою швидкість спливання – 0,3 м/с.

Слід зауважити, що при розчиненні у шлаку частинки неметалевих включень змінюють свою форму. Оскільки процес розчинення має тенденцію до зменшення площі включень, що контактують зі шлаком, то розчинення буде мати тенденцію до зменшення поверхневого натягу на межі поділу фаз шлак – неметалеве включення, тому частинка буде рухатися в шлак під час розчинення.

Дані розрахунків свідчать, що час адсорбції неметалевих включень лежить в межах від $2 \cdot 10^{-4}$ до $7 \cdot 10^{-4}$ с, в залежності від розміру включення. Зростання часу адсорбції неметалевих включень великих розмірів спостерігається за рахунок більш тривалого відокремлення металевих плівок від поверхні неметалевого включення.

В результаті проведених досліджень встановлено механізм адсорбції неметалевих включень, визначено умови які краще впливають на процес адсорбції неметалевих включень шлаковою фазою, а також встановлено час асиміляції шлаком включень різного розміру.

Наступним етапом наших досліджень буде вивчення впливу природи неметалевих включень на їх асиміляцію шлаковою фазою.

Література:

1. Zhao S., Zushu L. , Renze X., Darbaz K., Gaoyang S. Dissolution Behavior of Different Inclusions in High Al Steel Reacted with Refining Slags. 2021. – Metals. – Vol.11. – P. 56-71.

2. Xu, J.F., Wang K.P., Wang Y., Qu Z.D., Tu X.K. Effects of ferrosilicon alloy, Si content of steel, and slag basicity on compositions of inclusions during ladle furnace refining of Al-killed steel. 2020. – J. Iron Steel Res. Int. – Vol. 27. – P. 1011–1017.

3. Wang, G.C., Zhao, Y., Xiao Y.Y., Jin, P.L., Li S.L., Sridhar, S. Diversified aggregated patterns of alumina inclusions in high-Al iron melt. 2020. – Met. Mater. Trans. – Vol. 51. – P. 3051–3066.

4. Yang, J., Chen D.F., Zhu M.Y., Crystallization and heat transfer of CaO–SiO_2-based slag for high-Mn–high-Al steel. 2020. – J. Iron Steel Res. Int. – Vol. 27. – P. 788–795.

5. Chen G.J., He, S.P., Wang Q. Dissolution behavior of Al_2O_3 into tundish slag for high-Al steel. 2020. – J. Mater. Res. Technol. – Vol. 9. – P. 11311–11318.

6. Dewangan S., Behera S., Chowrasia M.K. Comparative analysis into mechanical properties and microstructural attributes of quenched and tempered 0.2 %-C steel. 2020. – World J. Eng. – Vol. – P. 17, 127–133.

Жовтобрюх В. О., Поліщук Д. В., Алтухов П. М.
(Філія КПУ в м. Кременчук)

ВПЛИВ НАНОКОМПОЗИТНИХ МАТЕРІАЛІВ НА ЗНОСОСТІЙКІСТЬ ДЕТАЛЕЙ ДВИГУНІВ ВНУТРІШНЬОГО ЗГОРЯННЯ

E-mail: kpudmytro@gmail.com

Знос є ключовим фактором, що обмежує довговічність, надійність та паливну ефективність двигунів внутрішнього згоряння (ДВЗ). Застосування нанокомпозитних матеріалів представляє собою перспективний напрямок для вирішення цієї проблеми, пропонуючи фундаментально нові механізми захисту поверхонь. У дослідженні розглянуто вплив нанокомпозитів, які застосовуються у формі захисних покриттів та присадок до мастильних матеріалів, на підвищення зносостійкості критично важливих деталей ДВЗ. Аналіз показує, що нанокомпозити значно знижують коефіцієнт тертя та інтенсивність зносу, підвищують механічні властивості компонентів та, як наслідок, суттєво продовжують їхній ресурс. Ключовим аспектом їхньої ефективності є здатність модифікувати трибологічну систему, зокрема, шляхом формування стабільних трибоплівок, які виступають у ролі «третього тіла».

Довговічність та надійна робота двигунів внутрішнього згоряння (ДВЗ)

критично залежать від зносостійкості їхніх компонентів. Зношування, що відбувається в процесі експлуатації, є головним чинником, який призводить до втрати потужності, збільшення витрати палива та масла, а також до передчасного виходу двигуна з ладу. Знос деталей шатунно-поршневої групи може зростати в десятки разів при роботі двигуна за знижених температур або на паливі з високим вмістом сірки. Крім того, наявність механічних домішок у мастильних матеріалах багаторазово підвищує інтенсивність зношування, що підкреслює необхідність нових, більш ефективних підходів до захисту.

Традиційні методи покращення експлуатаційних характеристик, такі як використання високоякісних паливних та мастильних матеріалів, часто є недостатніми для протистояння агресивним умовам роботи сучасних ДВЗ. Ця ситуація створює нагальну потребу в інноваційних рішеннях у сфері матеріалознавства. Нанотехнології, як інтегруючий напрямок у сфері критичних технологій, пропонують фундаментально нові можливості для розробки матеріалів з винятковими властивостями. Здатність маніпулювати речовиною на атомарному та молекулярному рівнях дозволяє створювати нанокомпозити – матеріали з модифікованою структурою та покращеними механічними та трибологічними характеристиками, які неможливо досягти у звичайних матеріалах. Такі матеріали стають основою для розробки більш легких, міцних і довговічних компонентів, що знаходять широке застосування в аерокосмічній, автомобільній та інших галузях.

Зношування деталей ДВЗ є комплексним процесом, що включає кілька взаємопов'язаних механізмів. Згідно з класифікацією, можна виділити статичне та динамічне зношування, а також низку типових видів, які проявляються у вузлах тертя. Адгезійне зношування відбувається при терті ковзання, коли дві поверхні зчіплюються, що призводить до відриву частинок матеріалу та утворення ямок, наприклад, у підшипниках ковзання. Абразивне зношування спричиняється потраплянням твердих частинок (наприклад, піску) між поверхнями, що труться, що призводить до їхнього постійного дряпання та пошкодження. Окислювальне та корозійне зношування виникає внаслідок хімічної взаємодії поверхонь з агресивними речовинами, такими як кисень та продукти згоряння палива, що

призводить до утворення оксидів і, як наслідок, до руйнування матеріалу. Зношування шляхом відшарування відбувається при високих контактних тисках і терті кочення, викликаючи пластичну деформацію та втому матеріалу, що згодом призводить до відшарування частинок.

Ці механізми часто діють одночасно, тому для ефективного захисту потрібні матеріали, здатні протистояти різним видам деградації. У цьому контексті нанокомпозити демонструють виняткові властивості. Вони являють собою матеріали, до складу яких входять наночастинки, що модифікують їхні фізико-хімічні та механічні характеристики. Відмінною рисою нанокомпозитів є надзвичайно розвинена поверхня ізольованих наночастинок, що дозволяє суттєво підвищити міцність, жорсткість та зносостійкість базової матриці, наприклад, полімерної.

Механізм покращення властивостей нанокомпозитів ґрунтується не лише на простому армуванні, а й на фундаментальних змінах у мікроструктурі матеріалу. Наприклад, додавання наночастинок графену до полімерних композитів значно підвищує їхню мікротвердість та зносостійкість. Цей ефект можна пояснити механізмом зміцнення, який корелює з теорією Холла-Петча. Рівномірна дисперсія наночастинок призводить до зменшення розміру зерен у матриці, що, своєю чергою, збільшує щільність границь зерен. Ці границі діють як перешкоди для руху дислокацій, ефективно блокуючи їх та підвищуючи міцність та мікротвердість матеріалу. Таким чином, наночастинки не просто заповнюють об'єм, а активно змінюють мікроструктуру, роблячи матеріал більш стійким до пластичної деформації та абразивного зношування. Види зношування, опис механізму і типові прояви вказані в табл. 1.

Таблиця 1 – Основні види зношування та їх прояви в деталях двигунів внутрішнього згоряння.

Вид зношування	Опис механізму	Типові прояви в деталях ДВЗ
Адгезійне	Руйнування контактних мікромостиків, утворених при недостатньому змащенні	Утворення ямок на підшипниках ковзання та шестернях
Абразивне	Вирізання матеріалу твердими частинками (наприклад, піском) у зоні тертя	Зношення при сухому терті або при забрудненні мастила
Окислювальне/ Корозійне	Формування оксидів металу під впливом кисню, вологості та температури	Зношування в підшипниках ковзання, особливо в сільськогосподарській техніці
Відшарування	Втома матеріалу та його відшарування внаслідок циклічних високих тисків	Відбувається в недостатньо змащених підшипниках кочення та передачах

Нанокомпозитні матеріали можуть бути інтегровані в конструкцію ДВЗ двома основними способами: як захисні покриття на поверхнях деталей або як присадки до мастильних матеріалів. Кожен підхід має унікальні механізми дії та переваги.

Високоякісні нанокомпозитні покриття можуть значно покращувати трибологічні властивості деталей двигуна, таких як поршні та циліндри. Для їхнього нанесення застосовуються передові технології, зокрема фізичне осадження з парової фази (PVD), хімічне осадження (CVD) та вакуумно-плазмові методи. Ці методи дозволяють створювати покриття, чиї характеристики можуть контролюватися на нанометровому рівні. Одним з важливих аспектів є попередня іонно-плазмова обробка поверхні, яка підвищує адгезію покриття до основи.

Дослідження показують, що різні типи нанокомпозитних покриттів, такі як TiN, TiAlN, CrAlN та Mo-N, демонструють значні переваги. Наприклад, покриття на основі молібден-нітриду (Mo-N) мають високу твердість (понад 22 ГПа) та відмінні трибологічні властивості, що робить їх придатними для використання на

алюмінієво-кремнієвих сплавах, з яких виготовляють поршні. Порівняльний аналіз показав, що покриття TiN та TiAlN мають низький коефіцієнт тертя та низьку інтенсивність зносу. Проте, вибір оптимального покриття залежить від конкретних умов експлуатації, оскільки не існує універсального рішення. Наприклад, CrAlN покриття, завдяки утворенню стабільних оксидів хрому (Cr_2O_3) та алюмінію (Al_2O_3) під час роботи, демонструє вищу стійкість до корозійного та абразивного зношування в агресивних середовищах, таких як морська вода. Це підкреслює, що трибохімічна поведінка матеріалу є такою ж важливою, як і його початкові механічні властивості.

Таблиця 2 – Трибологічні та механічні властивості нанокомпозитних покриттів

Тип покриття	Нанотвердість [GPa]	Товщина [μm]	Коефіцієнт тертя	Макс. темп. [°C]	Застосування
TiN	до 24	1-7	0.55	600	Менш тверді матеріали (сталь<900 N/mm^2)
TiCN	до 32	1-4	0.2	400	Тверді матеріали (сталь<1300 N/mm^2)
TiAlN	до 35	1-4	0.5	700	Тверді матеріали (сталь<1100 N/mm^2)
AlTiN	до 38	1-4	0.7	900	Дуже тверді матеріали (сталь <1300 N/mm^2)
RUnaTEC	до 45	1-4	0.45	1200	Дуже тверді матеріали (сталь <1300 N/mm^2)
CrAlN	Н/Д	Н/Д	Н/Д	Н/Д	Ефективне проти корозійного зносу

Додавання наночастинок до мастильних матеріалів є ще одним ефективним методом підвищення зносостійкості та зниження тертя. Ці присадки діють за унікальним «двобічним» ефектом. З одного боку, наночастинки, такі як багатошарові фулерени дисульфіду вольфраму (WS_2), функціонують як крихітні

підшипники, що котяться між поверхнями тертя, мінімізуючи безпосередній контакт металу з металом і значно знижуючи коефіцієнт тертя. З іншого боку, під впливом високого тиску та тертя ці наночастинки можуть вивільняти трибоплівки, які осідають у мікротріщинах та нерівностях на поверхнях, ефективно «ремонтуючи» їх. Цей процес самовідновлення призводить до згладжування поверхонь і формування стабільного, низькозсувного захисного шару, який залишається навіть після заміни мастила.

Дослідження показують, що додавання наночастинок до базових мастильних масел може знизити тертя на 40 % і зменшити знос на понад 50 %. Наприклад, лабораторічні тести продемонстрували, що наночастинки графену можуть зменшити тертя в мінеральному маслі на 45-65 %. Комерційні продукти, такі як NanoLub, Nanoguard та Ceratec, використовують ці механізми для збільшення ресурсу обладнання та продовження інтервалів технічного обслуговування.

Таблиця 3 – Кількісний вплив наночастинок-присадок на трибологічні характеристики мастильних матеріалів

Тип наночастинок	Тип базового мастила/матриці	Зменшення тертя (%)	Зменшення зносу (%)
Наноалмаз (НА)	Поліамід 6 (ПА6)	Н/Д	Збільшення зносостійкості
Наноклина (ММТ)	Гумова піна	Н/Д	Збільшення зносостійкості на 58.89 %
Оксид титану (TiO_2), Оксид заліза (Fe_2O_3)	SAE 10W-30	Н/Д	Зменшення зносу
Оксиди металів	Базові масла	Зменшення на 30-40 %	Зменшення на понад 50 %
Графен	Мінеральне масло	Зменшення на 45-65 %	Н/Д

Одним з ключових механізмів, що пояснює високу ефективність нанокомпозитів у зниженні тертя та зносу, є концепція «третього тіла» в трибології.

Це проміжний шар, що формується між двома поверхнями, що труться, і складається з продуктів зносу, частинок мастила та елементів покриття. Замість того, щоб руйнування відбувалося на основних поверхнях, воно переноситься на цей проміжний шар, який приймає на себе навантаження.

Нанокомпозитні покриття та присадки активно сприяють формуванню стабільного та міцного «третього тіла» у вигляді трибоплівки. Дослідження показують, що для деяких покриттів, таких як Ti-Si-C-H, формування стабільної трибоплівки призводить до значного зниження тертя, незалежно від початкових механічних властивостей самого покриття. Це свідчить про те, що ключовий аспект зносостійкості полягає не стільки у статичній твердості матеріалу, скільки в його динамічній здатності формувати захисний шар безпосередньо в процесі експлуатації.

Аналіз поведінки таких покриттів, як аморфний алмазоподібний нанокомпозит (a-C:H:Si:O), показав, що після початкового періоду високого тертя та зносу, на поверхні контр-тіла швидко утворюється трибоплівка. Цей процес супроводжується різким падінням коефіцієнта тертя більш ніж на 80 %. При цьому, більша частина зниження тертя відбувається, коли товщина трибоплівки не перевищує 2 нм, що вказує на вирішальну роль приповерхневих властивостей та хімічних реакцій, що відбуваються на нанорівні. Це підтверджує, що для оптимізації трибологічних характеристик недостатньо спиратися лише на механічні властивості; необхідне поглиблене вивчення трибохімічних процесів та поведінки «третього тіла» у динаміці.

Застосування нанокомпозитів у двигунобудуванні приносить значні економічні та експлуатаційні переваги. Підвищення зносостійкості деталей та зниження тертя призводить до збільшення довговічності двигуна, зменшення витрат на технічне обслуговування та капітальний ремонт, а також до покращення паливної економічності. Завдяки зменшенню тертя, двигун працює тихіше, а його паливна ефективність може зрости на 8 %.

Сьогодні ця технологія перетнула межу від суто академічних досліджень до широкого комерційного застосування. Це підтверджується інвестиціями великих

гравців автомобільної індустрії. Наприклад, BMW і Ventures інвестувала у компанію Actnano, що розробила нанопокриття для захисту електроніки, демонструючи стратегічний інтерес до нанотехнологічних рішень для підвищення надійності компонентів. На ринку вже існують різноманітні комерційні продукти, такі як присадки NanoLub з наночастинками WS_2 та добавки з наночастинками графену, які доступні для кінцевого споживача. Завдяки масовому виробництву вартість наноматеріалів почала знижуватися, що створює сприятливі умови для їхнього широкого впровадження в найближчому майбутньому.

Проте, існують і певні виклики. Зокрема, додавання занадто великої кількості наночастинок може призвести до їх агломерації у матриці, що, навпаки, погіршує властивості матеріалу. Тому дослідження зосереджені на оптимізації дисперсії та розробці нових методів отримання нанокомпозитів, які забезпечують рівномірний розподіл наповнювача.

Нанокомпозитні матеріали та технології на їхній основі є ключовим напрямком у розвитку триботехніки та двигунобудування. Дослідження показують, що ці матеріали фундаментально покращують зносостійкість деталей ДВЗ, діючи через кілька взаємодоповнюючих механізмів: структурне зміцнення матеріалу на нанорівні, зниження тертя за рахунок ефекту «кочення» наночастинок та, що найважливіше, динамічне формування захисних трибоплівок, що запобігають руйнуванню основних поверхонь тертя.

Впровадження нанокомпозитних рішень сприятиме не лише підвищенню довговічності та ефективності ДВЗ, а й забезпечить екологічні переваги за рахунок зниження викидів та меншої потреби в обслуговуванні.

Іванов В. Г., Матвейшин М. В., Зеленюк Ю. О.
(НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя)

ОСОБЛИВОСТІ ТЕХНОЛОГІЇ ПЛАВЛЕННЯ НЕРЖАВІЮЧИХ АУСТЕНІТНИХ СТАЛЕЙ З БОРОМ

E-mail: ivanov@zp.edu.ua

Аустенітні нержавіючі сталі, що містять хром (15–25 %) та нікель (5–25 %), є дуже затребуваними матеріалами для різних галузей промисловості завдяки своїй корозійній стійкості та міцності в агресивних середовищах. Але плавлення таких сталей пов'язано з деякими технологічними труднощами. Основною виробничою проблемою є необхідність підтримки дуже низького вмісту вуглецю (не більше 0,15 %). Хоча для плавки використовують як дугові, так і індукційні печі, останні є значно більш раціональними. Індукційні печі дозволяють використовувати до 100 % металевих відходів (брухту), мінімізують втрати вартісних легуючих елементів (угар), забезпечують нижчий вміст шкідливих газів (водню та азоту) у готовому металі порівняно з дуговими печами. Крім того, такі сталі додатково легують молібденом, вольфрамом, титаном та іншими елементами, що покращують її експлуатаційні характеристики. Особливо перспективним напрямом підвищення якості сталі є легування бором. За рахунок власне впливу вільного бору та його сполук – карбідів і нітридів – покращується прогартовуваність, міцність, зносостійкість, корозійна стійкість сталей. Однак традиційно вміст бору у сталі не перевищує сотих, а іноді тисячних частки відсотка, що пов’язано з його обмеженою розчинністю. При більшому вмісті бор утворює комплексні карбіди з хромом, бориди, нітриди, що можуть знизити фізико-механічні та корозійні властивості сталі. В той же час, високохромисті сталі з високим вмістом бору набувають здатності послаблювати теплові нейтрони, що дозволяє їх використовувати в атомній промисловості.

Досліджували технологічні особливості плавлення в індукційній печі аустенітної нержавіючої сталі з підвищеним вмістом бору в діапазоні 1,0–2,5 %. Експериментальні плавки проводилися у лабораторних умовах у високочастотній індукційній печі (2500 Гц) місткістю 50 кг. Основу шихти склали відходи сталі

марки 12Х18Н10Т, армко-залізо, феросплави (феромарганець, феробор), а також метали промислової чистоти (нікель, хром, титан та алюміній).

Встановлено, що основною особливістю технології плавлення хромонікелевих сталей є послідовність введення добавок через високу хімічну активність бору. Щоб запобігти його окисленню та вигоранню, спочатку проводили повне розплавлення основної шихти та її перегрів до 1550–1600 °С. Потім додавали слабкий розкислювач – феромарганець (0,10–0,15 % маси). Наступним кроком було введення більш активних розкислювачів – алюмінію та титану (по 0,075–0,15 %), які зв'язують кисень і азот, захищаючи таким чином бор. І лише на останньому етапі вводили подрібнений феробор, що був упакованим у металеві капсули для додаткового захисту від вологи та окислення.

Така ретельна методика дозволила досягти високого рівня засвоєння бору металом – від 80,1 % до 82,8 %. Після введення всіх добавок метал витримували протягом 5–7 хвилин для вирівнювання температури та хімічного складу, після чого розливали в ливарні форми.

Мікроструктурний аналіз зразків хромонікелевої сталі показав, що виплавлений метал має характерну дендритну структуру з включеннями боридів і карбідів, розташованими вздовж меж зерен. При досягненні вмісту бору більше 2,0 % спостерігалася поява численних стрижнеподібних виділень боридів і карбідів, які утворювали розгалужену взаємопроникну мережу всередині металевої матриці. Об'ємна частка та розміри цих включень зростали пропорційно до збільшення концентрації бору у сталі.

Іванова Л. Х., Колотило Є. В.
(УДУНТ, м. Дніпро)

СТРУКТУРНІ ПЕРЕТВОРЕННЯ В ВАЛКОВИХ ЧАВУНАХ ПРИ ОХОЛОДЖЕННІ

Проблема і її зв'язок з науковими й практичними задачами. На прокатних валках різних виконань досліджено вплив хімічного складу, типу модифікатора, температури заливання розплавів у форми, штучного старіння на залишкові

напруження. ступінь релаксації їх при відпалюванні і фізико-механічні властивості валкових чавунів. В литому стані з кулястим графітом має неоднорідність по структурі та хімічному складу. При нагріванні до температур вище критичних замість неоднорідної матриці з фериту і перліту утворюється аустеніт. Високотемпературна витримка аустеніту призводить до його гомогенізації. Охолодження з певною сшвидкістю призводить до одержання необхідної структури і властивостей. Термокинетичні діаграми сприяють вибору правильного режиму охолодження [1].

Вивченню перетворень аустеніту при нагріванні та охолодженні присвячено велика кількість як дослідних та і теоретичних робіт, однак характер впливу легувальних елементів і структури, що виникають при охолодженні аустеніту у валкових чавунах з кулястим графітом, вивчені недостатньо і вимагають ретельного аналізу в кожному конкретному випадку.

Метою досліджень було визначення раціональної швидкості охолодження в критичному інтервалі температур валкових чавунів з кулястим графітом різної легованості та виконань.

Результати досліджень та їх обговорення. Дослідження впливу швидкості охолодження проводили на зразках із робочого шару прокатних валків у процесі їх механічного оброблення. Хімічний склад досліджених чавунів наведено у табл. 1.

Таблиця 1 – Хімічний склад дослідних чавунів

Тип чавуну	Вміст хімічних елементів, %									
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Mg	Fe
ЛК	3,12	0,75	0,69	0,32	<0,02	0,09	0,48	–	0,05	решта
ЛКН	3,10	1,87	0,53	0,16	<0,02	0,17	1,69	–	0,05	решта
ЛКНМ	3,30	1,49	0,77	0,18	<0,02	0,18	1,76	0,44	0,05	решта

Дослідження здійснювали методом диференціального термічного аналізу на установці моделі ВДТА-8М. Зразки чавуну діаметром 5 мм і довжиною 7 мм разом з вольфрамовим еталоном в алундових тиглях розміщували у вольфрамовому

термостаті, нагрівали до 950 °С, витримували протягом 15 хв і охолоджували в автоматичному лінійному режимі. Швидкість нагрівання була 80 °С/хв, охолодження – від 2,5 до 300 °С/хв. Температуру зразків контролювали вольфрам-ренієвими термопарами за допомогою програмного пристрою, що включав високоточний регулятор температури моделі ВРТ-3. Чутливість метода за координатою Т складала 6 град/мм, за координатою ΔТ – 0,5 град/мм. Точність виміру по координаті Т дорівнювала ± 5 °С. Металографічний аналіз проводили на оптичному мікроскопі моделі Neophot 21 при збільшенні 500. Шліфи досліджували після травлення 2 %-ним розчином азотної кислоти в етиловому спирті (ніталь).

Характеристика структури чавунів вихідного складу, в тому числі кількість структурних складників та мікротвердості перліту, наведені в табл. 2.

Таблиця 2 – Характеристика мікроструктури чавунів у вихідному стані

Тип чавуну	Кількість структурних складників, %				Характеристика перліту		
	графіт	ферит	цементит	перліт	дисперс-ність	анормаль-ність	мікро-твердість, МПа
ЛК	0,1	10,6	38,1	51,2	ПД1.0	Па3	3400
ЛКН	2,3	36,9	24,4	36,4	ПД1.0	Па4	3490
ЛКНМ	**3,1**	18,2	18,9	59,8	ПД1.0	**Па4**	3530

Структура чавуну типу ЛК в литому стані являла собою білий чавун з перліто-цементитною матрицею та дрібними компактними включеннями графіту, кількість якого не превищувала 0,1 % (див. табл. 2).

При кристалізації нелегованого чавуну ЛК утворювався грубий конгломерат цементиту та аустеніту (див. рис. 1, а). У процесі подальшого охолодження чавуну в евтектоїдному інтервалі температур аустеніт зазнавав перлітного розпаду. Дисперсність перліту відповідала балу ПД1,0 шкали 7 ГОСТ 3443-87, у його будові спостерігалася анормальність [1]: на кордоні з цементитом розташовувалась феритна облямівка. Ширина цієї облямівки характеризувалася балом Па3. Кількість фериту у чавуні було 10,6 %.



а б в

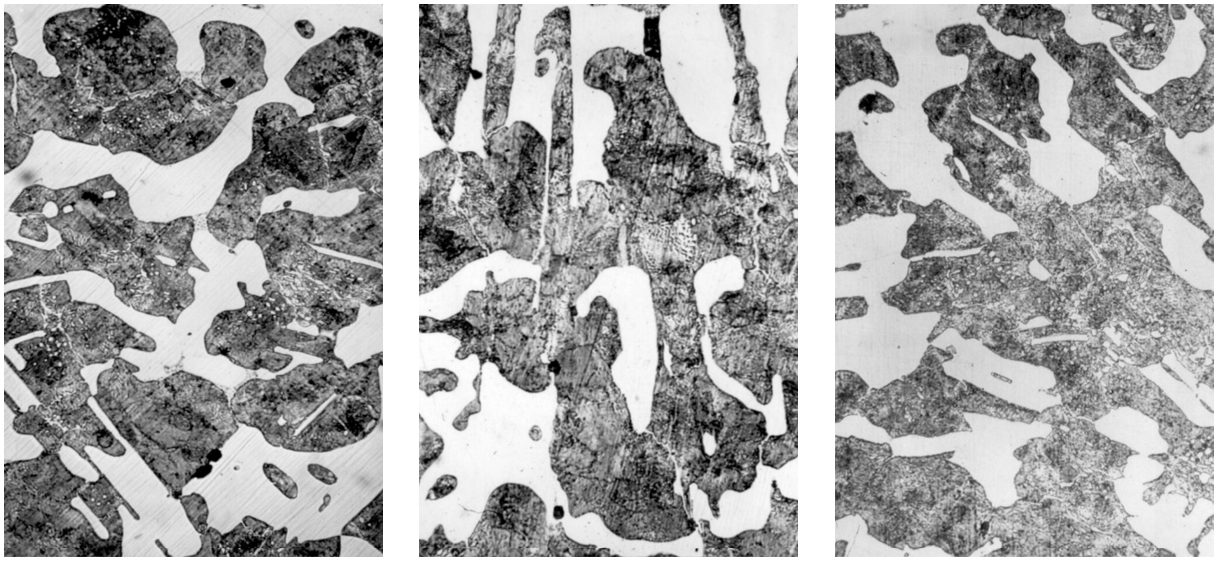
Рис. 1. Мікроструктура чавунів ЛК (а), ЛКН (б) і ЛКНМ (в) у вихідному литому стані: 500^x, травлено ніталем

Робочий шар валків із чавуну, легованого нікелем, ЛКН мав структуру половинчастого чавуну (рис. 1, б). Завдяки високому вмісту кремнію та наявності 1,69 % нікелю евтектична кристалізація відбувалася як за реакцією – Р→А+Г, так і за реакцією – Р→А+Ц. За евтектичного розпаду формувалася конгломератна структура, що характеризувалася незалежним зростанням аустеніту та цементиту, і наявністю ледебуритних колоній, що утворювалися при спільному зростанні кристалів аустеніту та цементиту (див. рис. 1, б). На вже наявних включеннях відбувався евтектоїдний розпад аустеніту за двома реакціями, поряд з графітом виділявся також евтектоїдний ферит. Крім цього зі збільшенням переохолодження розвивалася реакція А → Ф+Ц, а морфологія продуктів розпаду аустеніту за цією реакцією була різною. Евтектоїдний цементит, що виділявся, нашаровувався на наявному, а ферит, що зародився на поверхні цементиту, ріс вглиб гілок первинного і ледебуритного аустеніту; одержувалася так звана анормальна структура. У центральних ділянках дендритних гілок аустеніт перетворювався на перліт (див. рис. 1, б), який відповідав балу Пд1,0. Анормальність перліту відповідала балу Па4.

Вихідна структура робочого шару валка з чавуну, легованого нікелем та молібденом, ЛКНМ була схожа зі структурою чавуну типу ЛКН. Відмінність полягала лише в тому, що в структурі чавуну типу ЛКНМ було менше фериту і більше перліту (рис. 1, в), що зумовлювало більш високу твердість.

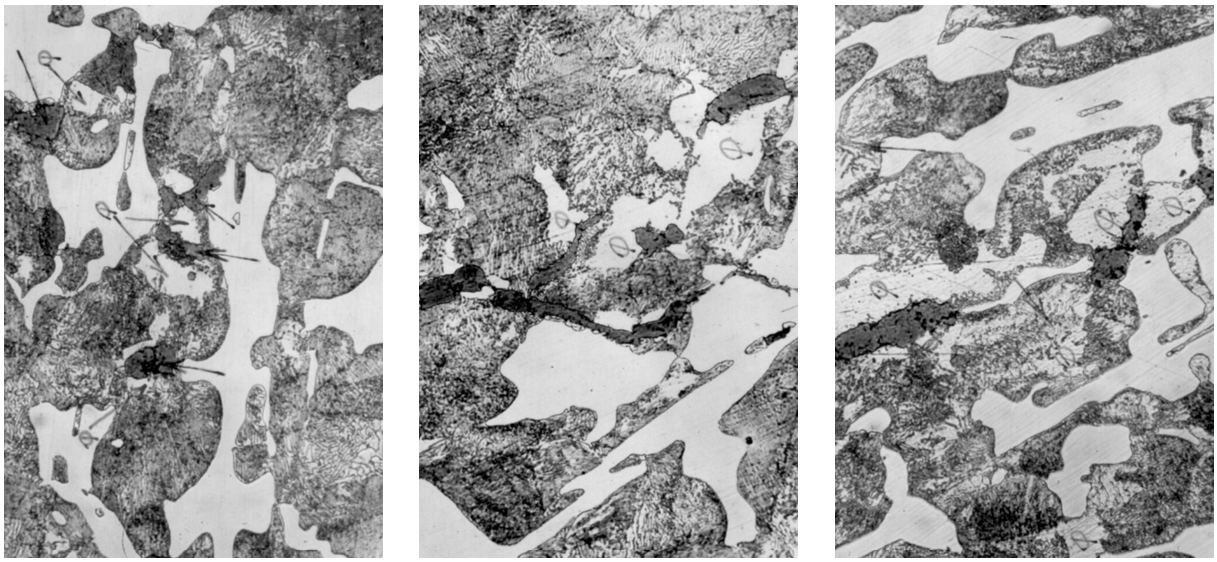
У процесі нагрівання дослідних чавунів до 950 °С відбувалася аустенітизація матриці, насичення аустеніту, що утворювався, вуглецем шляхом розчинення перлітного і надлишкового цементиту. Після охолодження структура чавунів у порівнянні з вихідним станом змінювалася залежно від швидкості.

Охолодження чавуну ЛК зі швидкістю від 300 до 80 град/хв сприяло перетворенню аустеніту в тонко диференційований перліт (рис. 2, а, б, в). При зменшенні швидкості охолодження до 40 град/хв у структурі зустрічалися ділянки тонко пластинчастого перліту. При швидкості охолодження 20 град/хв біля графітних включень виявлялися невеликі ділянки фериту. В основному аустеніт перетворювався на тонко диференційований та тонкопластинчастий перліт. Зниження швидкості охолодження до 10 град/хв призводило до помітніших змін структури. З'являлися дрібні включення графіту вермикулярної та пластинчастої форми (рис. 3, а). Перліт частіше мав тонко пластинчасту будову, рідше тонко диференційовану. Подальше зниження швидкості охолодження до 5 град/хв та 2,5 град/хв сприяло протіканню реакції А → Г+Ф у більшому обсязі. Найчастіше зустрічалися включення графіту вермикулярної та пластинчастої форм, біля них розташовувалися більші ділянки фериту (рис. 3, б). Перліт був переважно тонко пластинчастий, рідко тонко диференційований. У структурі зразка, охолодженого зі швидкістю 2,5 град/хв перліт був грубішим, часто він мав розріджену будову (рис. 3, в).



а б в

Рис. 2. Мікроструктура чавуну ЛК після охолодження від 950 °С зі швидкостями 300 град/хв (а), 160 град/хв (б) та 80, 40 і 20 град/хв (в)



а б в

Рис. 3. Мікроструктура чавуну ЛК після охолодження від 950 °С зі швидкостями 10 град/хв (а), 5 град/хв (б) та 2,5 град/хв (в)

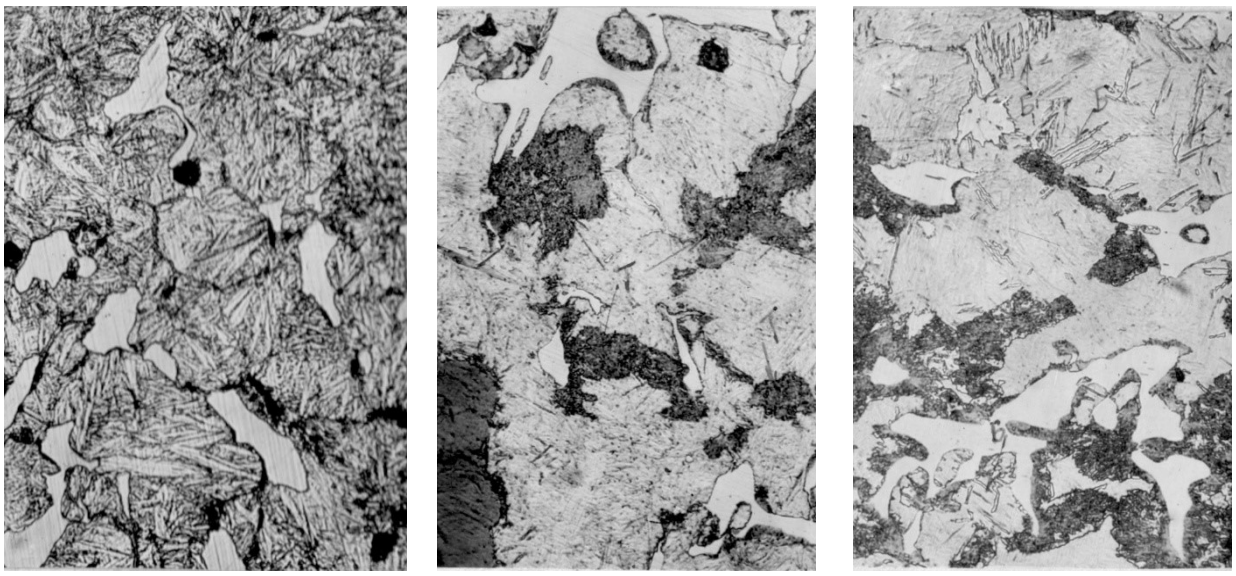
Охолодження чавуну ЛКН зі швидкістю 300 град/хв призводило до того, що основна маса аустеніту перетворювалася на тонко диференційований перліт, лише біля деяких включень графіту спостерігалися невеликі ділянки фериту. Крім цього, зустрічалися ділянки аустеніту, які переохолоджувалися до температури

мартенситної області і переходили у мартенсит. Очевидно, підвищена стійкість аустеніту на цих ділянках при охолодженні пояснюється нерівномірним розподілом нікелю в дендритних гілках аустеніту.

Зменшення швидкості охолодження до 160 град/хв призводило до деякого збільшення розмірів феритних ділянок навколо графіту, крім того різко скорочувалася кількість ділянок мартенситу. Аустеніт, переважно, перетворювався на тонко диференційований перліт. При зниженні швидкості охолодження до 80 град/хв основна частина аустеніту перетворювалася на тонко диференційований перліт, невелика частина аустеніту розпадалася на ферит та графіт, причому графіт нашаровувався на наявних графітних включеннях, а ферит оточував ці включення.

Подальше зменшення швидкості охолодження до 40 і 20 град/хв сприяло протіканню реакції А → Г+Ф більшою мірою, тому феритні оболонки навколо графіту мали великі розміри, крім того, ферит з'являвся в багатьох тонких гілках дендритів. Основна ж частина аустеніту перетворювалася у перліт, будова якого відповідала балу ПД0,3, а також у тонко диференційований перліт. При охолодженні зі швидкістю 10 град/хв перетворення аустеніту відрізнялося лише збільшенням частки реакції А → Г+Ф. Зменшення швидкості охолодження до 5 град/хв призводило до подальшого скорочення кількості цементиту та збільшення кількості фериту та графіту, дисперсність перліту за цього відповідала балу Пд0,3.

Охолодження зразків із чавуну ЛКНМ зі швидкостями 300 град/хв і 160 град/хв дозволило аустеніту переохолоджуватися до температури мартенситної області (рис. 4, а). Зменшення швидкості охолодження до 80 град/хв не призводило до значних змін характеру перетворення аустеніту. Лише незначна частина аустеніту зазнавала евтектоїдного розпаду. Очевидно, в тонко диференційований перліт перетворилися найбільш збіднені на нікель ділянки аустеніту. Крім перліту біля деяких включень графіту зустрічалися зерна чи голки верхнього бейніту. Основна ж маса аустеніту перетворювалася в мартенсит.



а б в

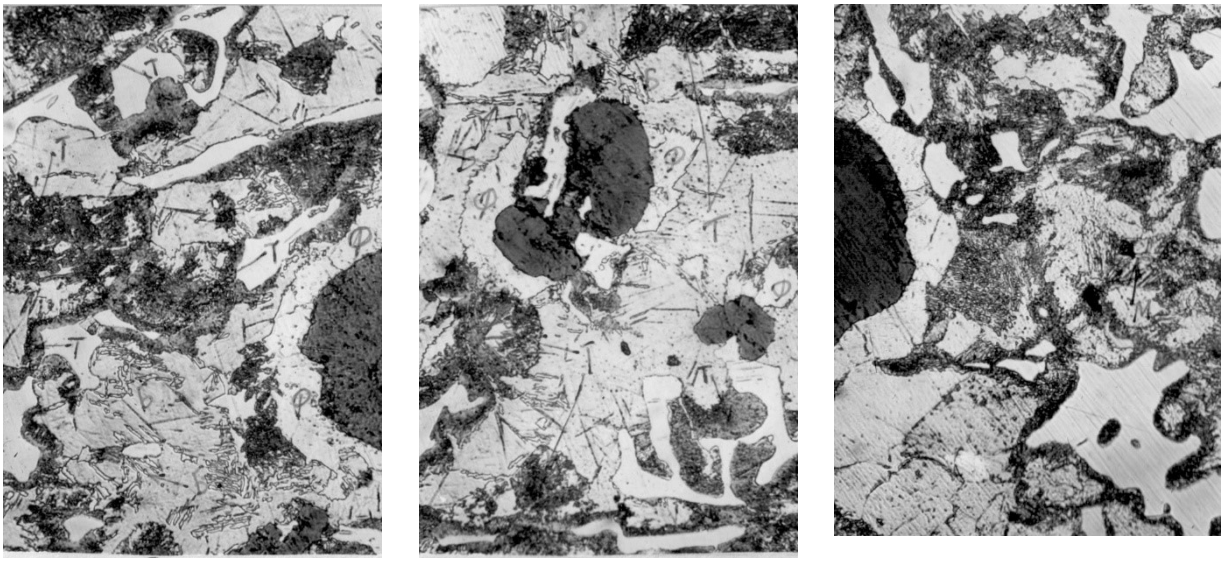
Рис. 4. Мікроструктура чавуну типу ЛКНМ після охолодження від 950 °С зі швидкостями 300 град/хв та 160 град/хв (а), 40 град/хв (б) та 20 град/ хв (в)

Зі зниженням швидкості охолодження до 40 град/хв збільшувалася кількість аустеніту, що зазнавав евтектоїдний розпад з утворенням тонко диференційованого перліту (рис. 4, б), хоча основна частина аустеніту переохолоджувалася до нижчих температур і переходила в мартенсит.

Подальше зниження швидкості охолодження до 20 град/хв сприяло збільшенню кількості тонко диференційованого перліту та утворенню повністю перлітних дендритних гілок. Біля деяких графітних включень з'являлася феритна облямівка, від якої росли голки верхнього бейніту (рис. 4, в). Пачки, голки та зерна верхнього бейніту з'являлися і далеко від графіту. Приблизно половина аустеніту перетворювалася на мартенсит.

При швидкості охолодження 10 град/хв утворювалася вся гама структур, що виникають при перетворенні аустеніту. По-перше, А → Ф+Г: графіт нашаровується на наявних включеннях, а ферит утворював облямівку навколо графіту (рис. 5). По-друге, були ділянки тонко диференційованого перліту, що розташовувався як біля феритної облямівки, так і у вигляді облямівки на кордоні з цементитом. Часто тонкі дендритні гілки повністю мали перлітну будову. По-третє, зустрічалися невеликі

ділянки верхнього бейніту (див. рис. 5, б). По-четверте, мартенсит за даної швидкості охолодження переходило вже менше половини аустеніту.



а б в

Рис. 5. Мікроструктура чавуну типу ЛКНМ після охолодження від 950 °С зі швидкістю 10 град/хв (а, б) та 2,5 град/хв (в)

Зниження швидкості охолодження до 5 град/хв значно зменшувало стійкість аустеніту, незважаючи на його легованість. Перетворення аустеніту в основному проходило в евтектоїдному інтервалі температур, причому значна частина аустеніту розпадалася на ферит і графіт, крім цього проходило і перетворення аустеніту на тонкий перліт (рис. 5, а). Лише невеликі ділянки зберігали стійкість до температур мартенситної області та перетворювалися на мартенсит. Охолодження чавуну із ще нижчою швидкістю – 2,5 град/хв сприяло збільшенню обсягу реакції А → Ф+Г та зменшенню кількості мартенситу (рис. 5, в). В результаті проведених досліджень встановлено, що охолодження зразків із чавуну ЛКНМ зі швидкістю 240 і 150 град/хв дозволяло аустеніту переохолоджуватися до температури мартенситної області, а також що зі збільшенням швидкості охолодження від 2,5 град/хв до 80 град/хв інтервал евтектоїдного перетворення у чавуні типу ЛКНМ розширювався.

У роботі за допомогою диференціального термічного аналізу досліджували температури перетворення початку та кінця Ar1П та Ar1К, що відбувалися в чавунах робочого шару валків при охолодженні з аустеніто-цементито-графітного стану в діапазоні швидкостей 300…2,5 град/хв.

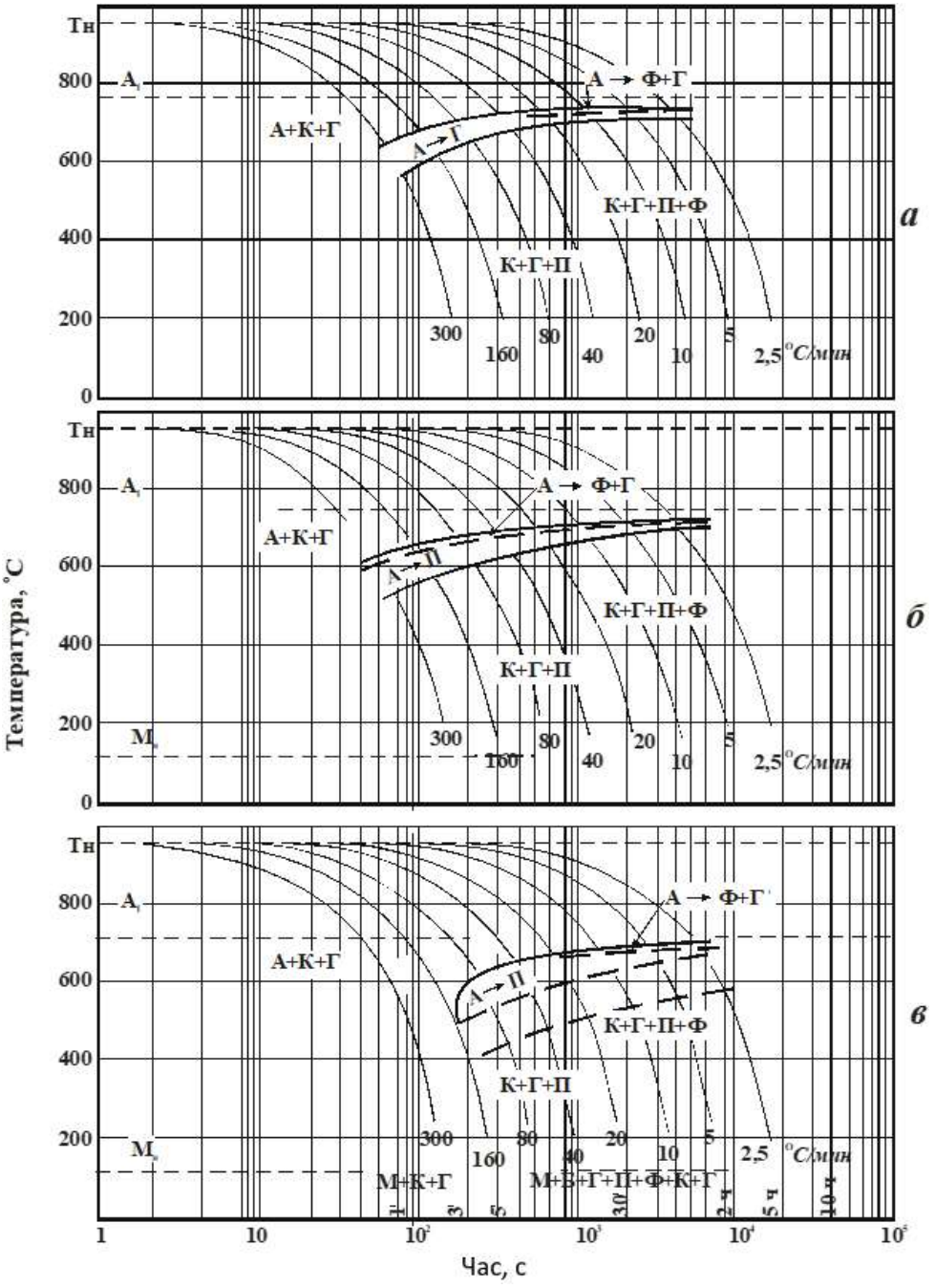


Рис. 6. Термокінетичні діаграми чавунів: а – ЛК, б – ЛКН, 3 – ЛКНМ [2]

В результаті проведених досліджень були побудовані термокінетичні діаграми для досліджуваних чавунів (рис. 6) в діапазоні швидкостей охолодження

300…2,5 град/хв, а також встановлено, що швидкість охолодження в критичному інтервалі температур за термічного оброблення повинна бути не менше за 10…20 град/хв.

В результаті проведених досліджень було встановлено, що валкові високоміцні чавуни різної легованості при охолодженні з аустенітно-цементитно-графітного стану утворювали різну матрицю: від перлітної – в чавуні ЛК до мартенситної – в чавуні ЛКНМ, тобто зі збільшенням ступеня легованості усталеність аустеніту підвищувалася.

Встановлено, що мінімальні швидкості охолодження в критичному інтервалі температур за термічного оброблення повинні бути у чавунних валках виконання ЛК 20 град/хв, а у валках виконань ЛКН та ЛКНМ – не менше 10 град/хв, які сприяють підвищенню твердості на 8...12 %.

Література

1. Попов А. А., Попова Л. Е. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита. – М.: Металлургия, 1965. – 495 с.

2. Иванова Л. Х. Разработка технологических способов снижения напряжений в чугунных валках и повышения их прочности. – Дис. ... канд. техн. наук. – Днепропетровск, 1984. – 250 с.

Іванченко Д. В.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)

ЖАРОМІЦНІ АЛЮМІНІЄВО-МІДНІ СПЛАВИ А02950 ТА АМ5 З ЦИРКОНІЄМ

E-mail: cortdm77@gmail.com

Як відомо [1] у сплавах системи Al-Cu необхідно обмежувати вміст міді інтервалом введення від 1,0-1,5 % (для забезпечення достатнього розчинного зміцнення) до 6,0-8,0 % задля уникнення крихкості через утворення значної кількості хімічної сполуки $CuAl_2$ (θ-фаза). Невисока температура плавлення евтектики, яка складає 548 °С та велике значення величини граничної розчинності

міді у твердому стані (5,65 %) зумовлюють широкий інтервал кристалізації в промислових алюмінієвих сплавах. Такі сплави мають низьку рідкоплинність, схильні до пористості та утворення гарячих тріщин, у них сильно розвинена ліквація; нерівноважна евтектика з'являється вже за вмісту міді 1,5-2,5 % [1]. Тому задля необхідності отримання ливарних сплавів системи Al- Cu з необхідним комплексом механічних властивостей необхідно нівелювати негативний вплив надмірної кількості θ-фази та забезпечити рафінування сплавів від неметалевих домішок і газів, насамперед водню. Вищевказане досягається введенням модифікаторів або легувальних елементів в атомарному стані, що забезпечується використанням системи флюсів. Використання цирконію, який за допомогою системи флюсів, що вміщують у своєму складі проміжні сполуки отримання цирконію, разом із манганом і титаном, вводиться у алюмінієвий розплав, дозволяє якісно підвищити міцність та жароміцність вищевказаних сплавів.

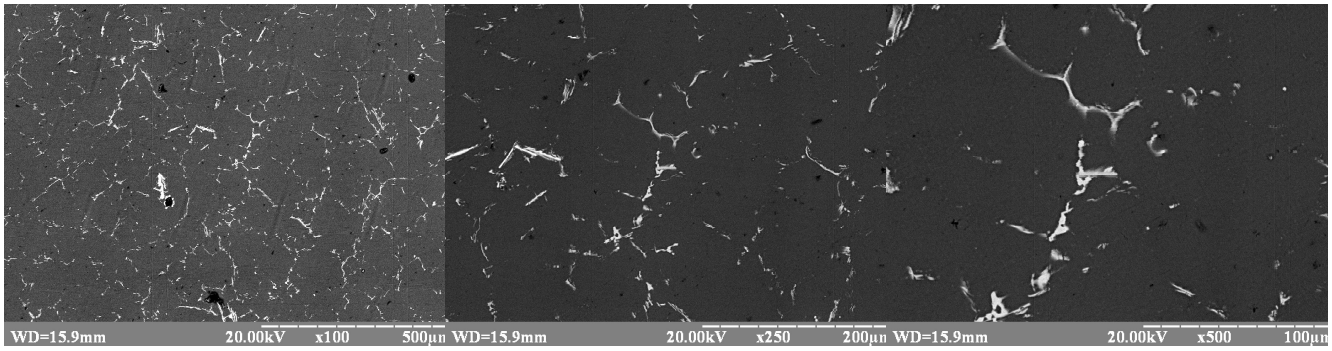
З метою підвищення ефекту розчинного зміцнення та отримання у сплавах системи Al-Cu твердого каркасу по межах зерен α-розчину із інтерметалідних сполук $A1_{12}Mn_2Cu$, Al_3Ti та Al_3Zr може бути запропонована комплексна технологія, що забезпечує введення титану та мангану із лігатури а цирконію із комплексного флюсу системи $NaF-LiF-ZrF_4$. Введення цирконію із проміжної сполуки його отримання (ZrF_4) забезпечить отримання у сплавах кристалів Al_3Zr округлої або пластинчатої, а не гілкоподібної форми. Завдяки використанню вищевказаної обробки, міцність та жароміцність сплавів А02950 та АМ5 є можливим додатково підвищити вище величин неведених у табл. 1.

Таблиця 1 – Механічні властивості сплаву АМ5 при підвищених температурах [2]

Властивості	Температура, °С				
	20	200	250	300	350
$\sigma_в$, МПа	333-421	255-265	167-186	137-147	74-88
$\sigma_{0,2}$, МПа	216-314	216-225	108-118	74-78	49-59
δ, %	3-7	2-3	4-5	4,5-6	6,5-9

Технологія обробки сплаву включає в себе роздільне насичення рідкого алюмінію цирконієм із комплексного флюсу, з наступним веденням до нього за допомогою лігатури необхідної кількості марганцю та титану. Використання роздільного способу плавлення де, спочатку, вводять цирконій із ZrF_4 і тільки після цього марганець та титан, дозволяє наситити алюмінієвий розплав цирконієм у кількості 0,45-1,00 % і забезпечити необхідний рівень підвищення міцності та жароміцності сплаву.

Попередньо, з метою експериментальної перевірки можливості насичення алюмінієвого сплаву АМ5 цирконієм із комплексного флюсу системи NaF- LiF- ZrF_4 було проведено дослідні плавки. Титан не вводився. Результати представлено на рис. 1.



а б в

Рис. 1. Мікроструктура сплаву АМ5, зміцненого цирконієм, введеним із комплексного флюсу системи NaF-LiF-ZrF_4: а – × 100; б – × 250; в – × 500

Хімічний склад структурних складових наведено на рис. 2.

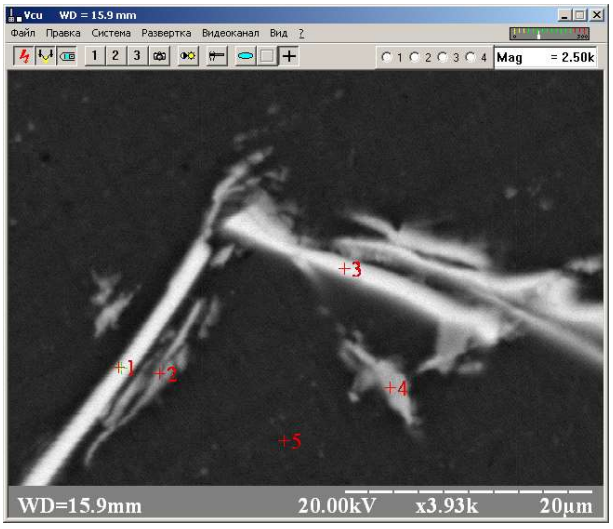
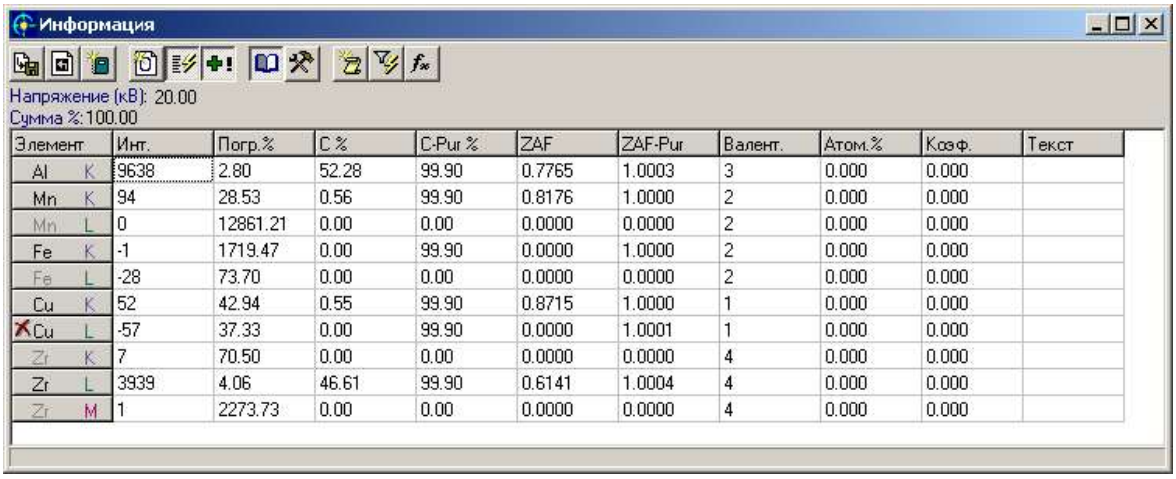


Рис. 2. Хімічний склад структурних складових сплаву АМ5, зміцненого цирконієм, введеним із комплексного флюсу системи NaF-LiF-ZrF_4 ($\sigma_в$ = 383 МПа, δ = 2,91 %)

Розподіл хімічних елементів за структурними складовими у точках 1-5 наведено у табл. 2 – 6.

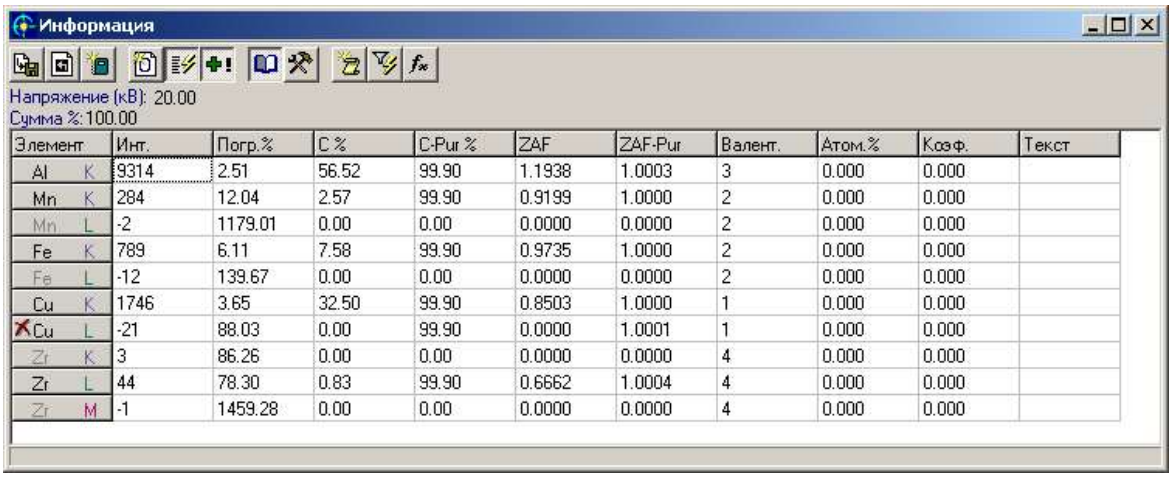
Таблиця 2 – Розподіл елементів у структурній складовій №1


Информация

Напряжение (кВ): 20.00
Сумма %: 100.00

Элемент	Инт.	Погр.%	C %	C-Pur %	ZAF	ZAF-Pur	Валент.	Атом.%	Коэф.	Текст
Al K	9638	2.80	52.28	99.90	0.7765	1.0003	3	0.000	0.000	
Mn K	94	28.53	0.56	99.90	0.8176	1.0000	2	0.000	0.000	
Mn L	0	12861.21	0.00	0.00	0.0000	0.0000	2	0.000	0.000	
Fe K	-1	1719.47	0.00	99.90	0.0000	1.0000	2	0.000	0.000	
Fe L	-28	73.70	0.00	0.00	0.0000	0.0000	2	0.000	0.000	
Cu K	52	42.94	0.55	99.90	0.8715	1.0000	1	0.000	0.000	
Cu L	-57	37.33	0.00	99.90	0.0000	1.0001	1	0.000	0.000	
Zr K	7	70.50	0.00	0.00	0.0000	0.0000	4	0.000	0.000	
Zr L	3939	4.06	46.61	99.90	0.6141	1.0004	4	0.000	0.000	
Zr M	1	2273.73	0.00	0.00	0.0000	0.0000	4	0.000	0.000	

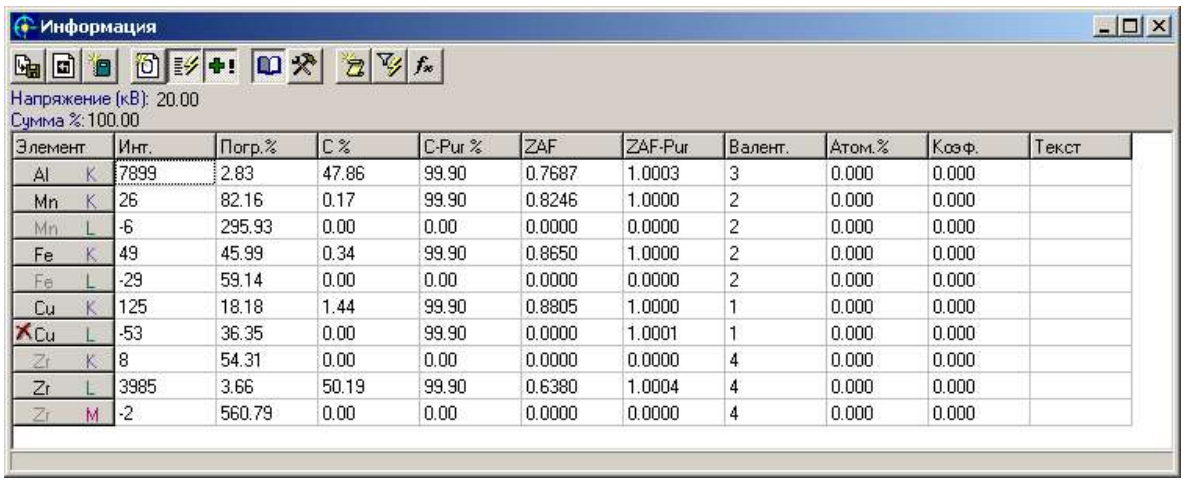
Таблиця 3 –Розподіл елементів у структурній складовій №2


Информация

Напряжение (кВ): 20.00
Сумма %: 100.00

Элемент	Инт.	Погр.%	C %	C-Pur %	ZAF	ZAF-Pur	Валент.	Атом.%	Коэф.	Текст
Al K	9314	2.51	56.52	99.90	1.1938	1.0003	3	0.000	0.000	
Mn K	284	12.04	2.57	99.90	0.9199	1.0000	2	0.000	0.000	
Mn L	-2	1179.01	0.00	0.00	0.0000	0.0000	2	0.000	0.000	
Fe K	789	6.11	7.58	99.90	0.9735	1.0000	2	0.000	0.000	
Fe L	-12	139.67	0.00	0.00	0.0000	0.0000	2	0.000	0.000	
Cu K	1746	3.65	32.50	99.90	0.8503	1.0000	1	0.000	0.000	
Cu L	-21	88.03	0.00	99.90	0.0000	1.0001	1	0.000	0.000	
Zr K	3	86.26	0.00	0.00	0.0000	0.0000	4	0.000	0.000	
Zr L	44	78.30	0.83	99.90	0.6662	1.0004	4	0.000	0.000	
Zr M	-1	1459.28	0.00	0.00	0.0000	0.0000	4	0.000	0.000	

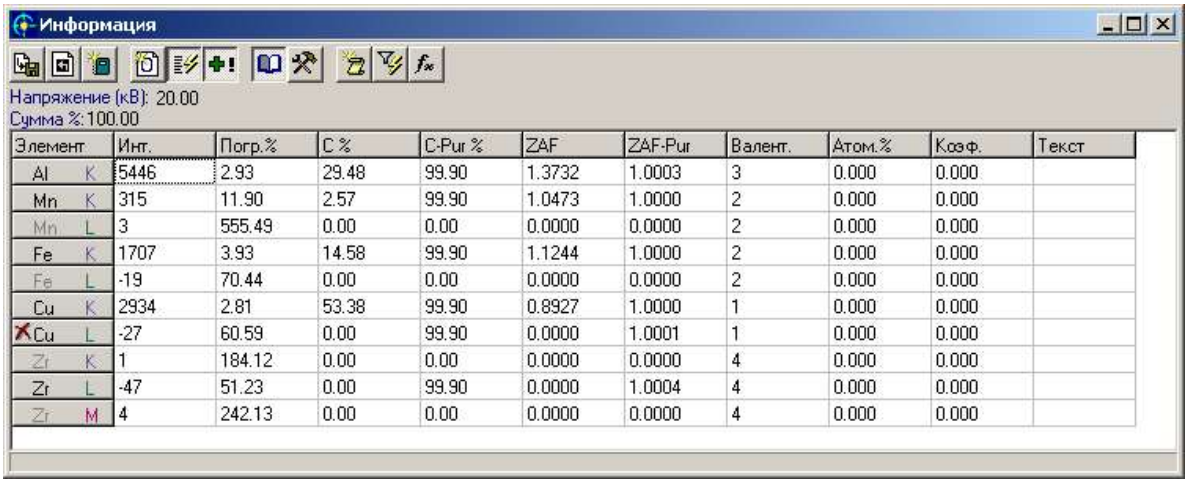
Таблиця 4 – Розподіл елементів у структурній складовій №3


Информация

Напряжение (кВ): 20.00
Сумма %: 100.00

Элемент	Инт.	Погр.%	C %	C-Pur %	ZAF	ZAF-Pur	Валент.	Атом.%	Коэф.	Текст
Al K	7899	2.83	47.86	99.90	0.7687	1.0003	3	0.000	0.000	
Mn K	26	82.16	0.17	99.90	0.8246	1.0000	2	0.000	0.000	
Mn L	-6	295.93	0.00	0.00	0.0000	0.0000	2	0.000	0.000	
Fe K	49	45.99	0.34	99.90	0.8650	1.0000	2	0.000	0.000	
Fe L	-29	59.14	0.00	0.00	0.0000	0.0000	2	0.000	0.000	
Cu K	125	18.18	1.44	99.90	0.8805	1.0000	1	0.000	0.000	
Cu L	-53	36.35	0.00	99.90	0.0000	1.0001	1	0.000	0.000	
Zr K	8	54.31	0.00	0.00	0.0000	0.0000	4	0.000	0.000	
Zr L	3985	3.66	50.19	99.90	0.6380	1.0004	4	0.000	0.000	
Zr M	-2	560.79	0.00	0.00	0.0000	0.0000	4	0.000	0.000	

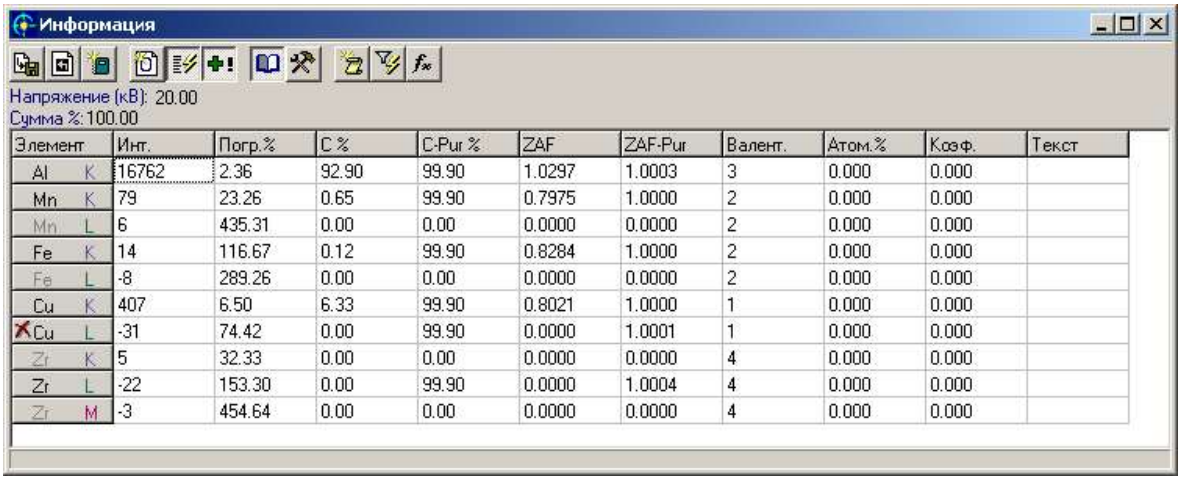
Таблиця 5 – Розподіл елементів у структурній складовій №4


Информация

Напряжение (кВ): 20.00
Сумма %: 100.00

Элемент	Инт.	Погр.%	C %	C-Pur %	ZAF	ZAF-Pur	Валент.	Атом.%	Коэф.	Текст
Al K	5446	2.93	29.48	99.90	1.3732	1.0003	3	0.000	0.000	
Mn K	315	11.90	2.57	99.90	1.0473	1.0000	2	0.000	0.000	
Mn L	3	555.49	0.00	0.00	0.0000	0.0000	2	0.000	0.000	
Fe K	1707	3.93	14.58	99.90	1.1244	1.0000	2	0.000	0.000	
Fe L	-19	70.44	0.00	0.00	0.0000	0.0000	2	0.000	0.000	
Cu K	2934	2.81	53.38	99.90	0.8927	1.0000	1	0.000	0.000	
Cu L	-27	60.59	0.00	99.90	0.0000	1.0001	1	0.000	0.000	
Zr K	1	184.12	0.00	0.00	0.0000	0.0000	4	0.000	0.000	
Zr L	-47	51.23	0.00	99.90	0.0000	1.0004	4	0.000	0.000	
Zr M	4	242.13	0.00	0.00	0.0000	0.0000	4	0.000	0.000	

Таблиця 6 – Розподіл елементів у структурній складовій №5


Информация

Напряжение (кВ): 20.00
Сумма %: 100.00

Элемент	Инт.	Погр.%	C %	C-Pur %	ZAF	ZAF-Pur	Валент.	Атом.%	Коэф.	Текст
Al K	16762	2.36	92.90	99.90	1.0297	1.0003	3	0.000	0.000	
Mn K	79	23.26	0.65	99.90	0.7975	1.0000	2	0.000	0.000	
Mn L	6	435.31	0.00	0.00	0.0000	0.0000	2	0.000	0.000	
Fe K	14	116.67	0.12	99.90	0.8284	1.0000	2	0.000	0.000	
Fe L	-8	289.26	0.00	0.00	0.0000	0.0000	2	0.000	0.000	
Cu K	407	6.50	6.33	99.90	0.8021	1.0000	1	0.000	0.000	
Cu L	-31	74.42	0.00	99.90	0.0000	1.0001	1	0.000	0.000	
Zr K	5	32.33	0.00	0.00	0.0000	0.0000	4	0.000	0.000	
Zr L	-22	153.30	0.00	99.90	0.0000	1.0004	4	0.000	0.000	
Zr M	-3	454.64	0.00	0.00	0.0000	0.0000	4	0.000	0.000	

Аналіз мікроструктури показує, що цирконій в основному зосереджується на кордонах зерен у вигляді окремої структурної складової, яка за своїм хімічним складом наближається до Al_3Zr, зміцнюючи таким чином кордони зерен α-фази.

Література

1. Калініна Н. Є. Використання алюмінієвих сплавів в авіаційній та ракетно-космічній техніці [Текст]: навч. посіб. / Н. Є. Калініна, О. В. Бондаренко. – Д.: РВВ ДНУ. – 2011. – 64 с.

2. Санников А. В. Совершенствование технологии получения фасонных отливок из алюминиевого сплава АН2ЖМц на базе системы Al- Ni- Mn-Fe-Zr с целью повышения прочностных свойств при 300-350 °С: дис. канд. техн. наук: 05.16.04. Москва. 2014, 118 с.

Калюжний П. Б., Дьяченко М. М.
(ФТІМС НАН України, Київ)

ОЦІНКА ПРОБИВАЄМОСТІ РІДКОСКЛЯНИХ СУМІШЕЙ ЯК НАПОВНЮВАЧА ЛИТИХ МОДУЛІВ

E-mail: kpb.cmw@ukr.net

У відділі фізико-хімії ливарних процесів ФТІМС НАН України розроблено конструкції модулів захисних споруд, які складаються з литої сталевої оболонки і неметалевого наповнювача. Таким наповнювачем можуть бути різні вогнетриви, які зазвичай використовуються в ливарному виробництві як стрижньові чи формувальні суміші. Однією з вимог до такого наповнювача є збереження міцності після лиття сталевої оболонки. Відомо, що рідкоскляні формувальні суміші характеризуються поганою вибиваємістю, що пов’язано з їхньою високою залишковою міцністю [1]. Цей недолік вирішено було використати як перевагу.

З літератури відомо, що міцність рідкоскляних сумішей зростає з підвищенням вмісту рідкого скла. В ливарному виробництві зазвичай використовують суміші з 3-8 % рідкого скла. Проте такий відсоток задається з міркувань забезпечення мінімально необхідної міцності ливарної форми (стрижня) та легкої вибиваємості. З іншої сторони збільшення відсотку рідкого скла у суміші підвищує її вартість. Тому метою роботи було визначення залежності пробиваємості рідкоскляної суміші від вмісту в ній рідкого скла.

Оскільки однією із функцій неметалевого наповнювача захисного модуля є протидія проникненню в нього чужорідних тіл, то для досліджень була розроблена оригінальна методика. За аналогією з методикою визначення вибиваємості [2] оцінювали роботу, необхідну для занурення бойка на певну глибину. Для цього використовували стандартний лабораторний копер, на нижньому кінці вертикального штоку якого кріпився бойок (діаметр 8 мм, довжина 20 мм) із загостреним кінцем.

Зважаючи на те, що передбачалося одержання виливків модулів із залитим неметалевим наповнювачем, то важливо було дослідити властивості такого наповнювача після температурного впливу, якого зазнає цей наповнювач під час

лиття. Тому для досліджень використовували металеві гільзи у вигляді порожнистих циліндрів (висотою 50 мм, внутрішнім діаметром 50 мм і з товщиною стінки 8 мм). Вибір такої товщини стінки гільзи обумовлений, тим що наповнювач у зразках і виливках модулів має бути в наближених теплових умовах.

Для приготування суміші використовували кварцовий пісок $2К_1О_2025$ і натрієве рідке скло з модулем 2,9. На 100 г кварцового піску вводили від 4 до 16 г рідкого скла, з кроком 2 г. З кожним складом суміші виготовляли по 3 зразки. Для одержання зразків дослідну суміш ущільнювали у пінополістиролових циліндрах трьома ударами на стандартному копрі. Після цього суміш продували вуглекислим газом протягом 40 с і пров'ялювали протягом 24 годин. Потім до пінополістиролових зразків приклеювали ливникову систему і пензлем наносили на їхню поверхню протипригарну фарбу, уникаючи її потрапляння на поверхню стрижньової суміші. Після висихання протипригарного покриття модельні блоки формували у контейнерах сухим кварцовим піском. Заливання виконували рідкою сталлю 35Л за температури 1610 °С та рідким чавуном СЧ20 за температури 1425 °С. Після охолодження зразків до кімнатної температури їх відрізали від стояків та проводили випробування на пробивання. Для цього зразок встановлювався на лабораторний копер, причому під зразок клали металеве кільце з отвором діаметром 50 мм. Випробування продовжували до повного занурення бойка у наповнювач. Роботу по пробиванню визначали як добуток кількості ударів, ваги вантажу копра і висоти його падіння. Результати випробувань представлені на рисунку.

Результати випробувань сумішей з чавунними гільзами показали, що при збільшенні кількості рідкого скла від 4 до 8 г має місце незначне зростання роботи пробивання. При кількості рідкого скла 10 г спостерігається істотне збільшення роботи пробивання. В діапазоні від 12 до 16 г рідкого скла робота пробивання продовжує зростати, проте не так стрімко, як в діапазоні від 8 до 12 г. Для сталевих гільз результати є дещо відмінними, зокрема при кількості рідкого скла від 4 до 12 г має місце незначне зростання роботи пробивання. В діапазоні від 12 до 16 г спостерігається істотне зростання роботи пробивання. Слід відзначити, що

абсолютні значення роботи пробивання для сталевих гільз є більшими ніж для чавунних, що, найімовірніше, пов’язане з більшим обтисненням стрижня внаслідок більшої усадки сталі.

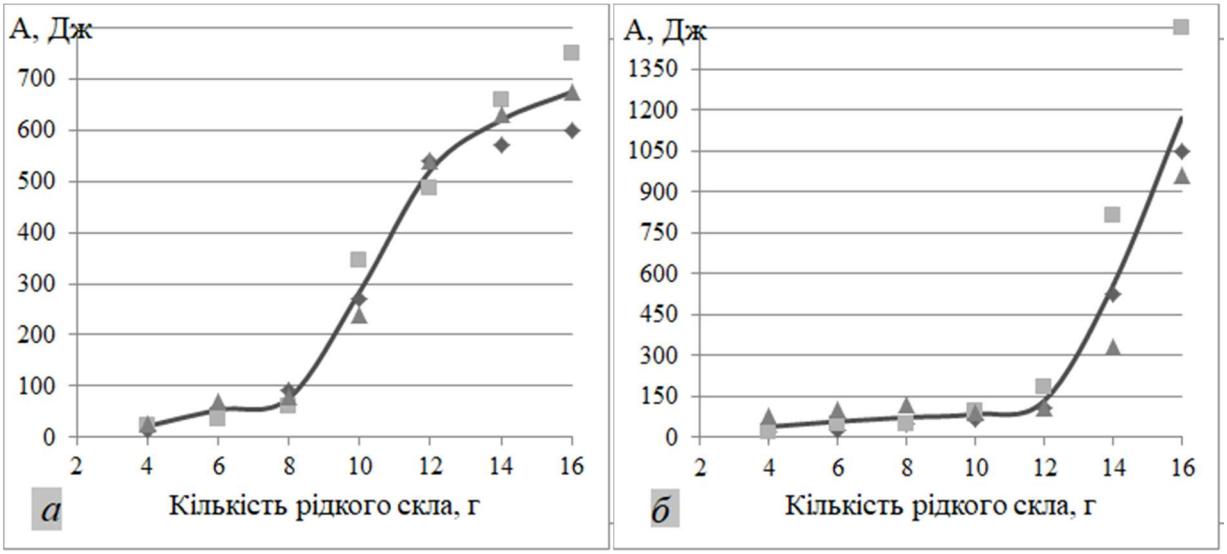


Рис. 1. Робота занурення бойка у рідкоскляні суміші у чавунних (а) і сталевих (б) гільзах

Таким чином, з точки зору стійкості до пробивання для чавунних модулів можна рекомендувати рідкоскляні суміші з 12-14 г рідкого скла, а для сталевих модулів – з 14-16 г. Також потребує подальшого вивчення властивостей сумішей з більшою кількістю рідкого скла.

Література

1. Дорошенко С. П. Формувальні суміші: навч. посібник. – К.: ІЗМН, 1997. – 140 с.

2. Медведев Я. И., Валисовский И. В. Технологические испытания формовочных материалов. – М.: Машиностроение, 1973. – 312 с.

Карабут В. М.
(ННІ ДМетІ УДУНТ, м. Дніпро)

КОМП'ЮТЕРНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСУ ВИНИКНЕННЯ РЕЗОНАНСНИХ ЧАСТОТ КОЛИВАНЬ ПРИ ТОНКОМУ ТОЧІННІ

E-mail: vlad_ukrnet@ukr.net

При тонкому точінні оброблена деталь обертається з підвищеними числами оборотів (2000-6000 об/хв), що з урахуванням конструкції обробленої деталі і з урахуванням змінного припуску (0,01-0,2) сприяє виникненню вібрацій. Джерелом вібрацій є резонанс. Поява вібрацій при тонкому точінні веде до зменшення точності металообробки і, в деяких випадках, до відхилення від заданого допуску і технологічних вимог [1].

Мета роботи визначити методом кінцевих елементів групи частот коливань моделі деталі валу, на яких можливе виникнення резонансу.

Для цього, в ознайомчої версії програми SolidWorks [2] розроблена тривимірна модель деталі валу, за геометричними і фізичними параметрами відповідно стадії фінішної обробки (рис. 1).

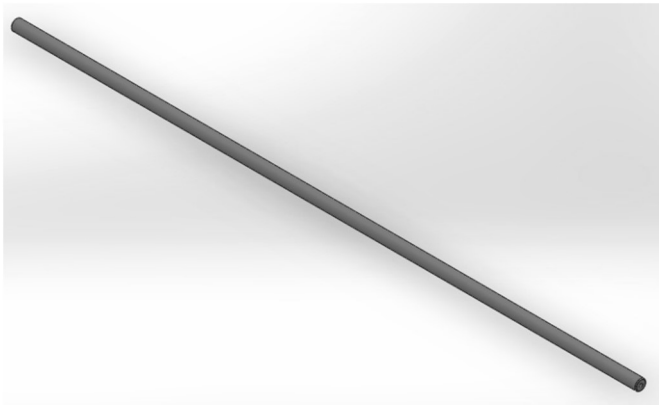


Рис. 1. 3D модель деталі валу

У модулі SolidWorks Simulation [2], відповідно до технологічного процесу тонкого точіння, здійснено обмеження рухливості моделі, відповідно закріпленню валу в центрах. Змодельований процес виникнення частот власних коливань моделі деталі валу (рис. 2).

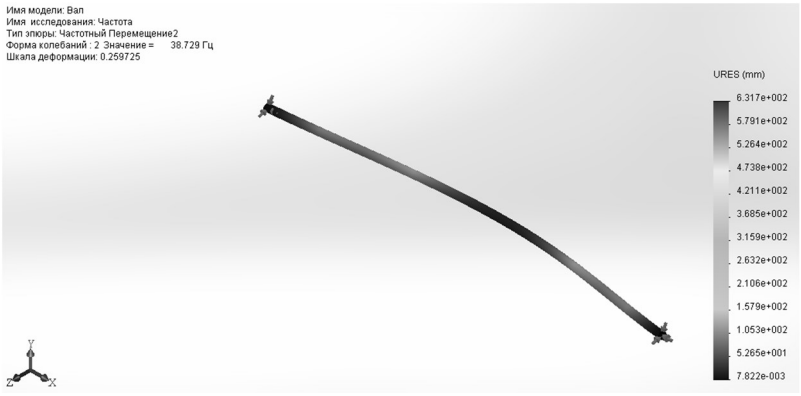
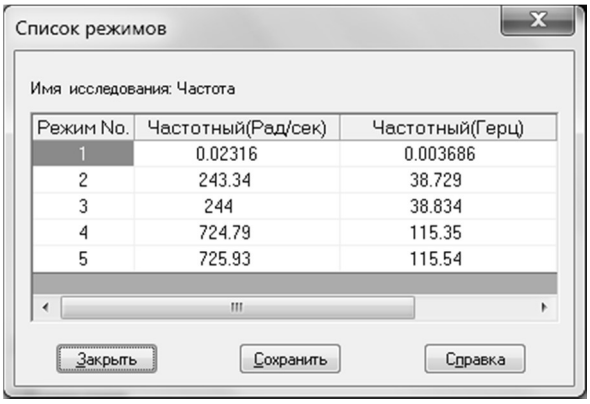


Рис. 2. Епюра частот власних коливань моделі деталі валу при частоті 38,729 Гц

У результаті отримано список частот, на яких можлива поява резонансу (рис. 3).



Режим No.	Частотный(Рад/сек)	Частотный(Герц)
1	0.02316	0.003686
2	243.34	38.729
3	244	38.834
4	724.79	115.35
5	725.93	115.54

Рис. 3. Список резонансних частот

Частота вимушених коливань від періодично діючої сили різання визначається конкретно для кожної схеми обробки.

При точінні, частоту вимушених коливань визначаємо за формулою [1]:

$$\omega = n \cdot z \, , \, c^{-1} \tag{1}$$

де n – частота обертання обробленої деталі (об/с);

z – число збурень за 1 оборот.

При точінні частоту вимушених коливань зазвичай визначають, приймаючи z = 3, тому що на обробленій заготовки завжди знайдуться 3 найбільш віддалені від осі обертання лінії, де видаляємий припуск буде найбільшим [1].

Оскільки при тонкому точінні оброблена деталь обертається з підвищеними числами оборотів (2000-6000 об/хв), тоді частоти вимушених коливань визначим за формулою (1):

$$\omega = (2000 / 60) \cdot 3 ... (6000/6\,0) \cdot 3 = 100 ... 300 \ \text{Гц}.$$

Згідно даних з епюр частот власних коливань моделі деталі валу і розрахункових частот вимушених коливань можливо зробити висновок, що при таких співвідношеннях власних частот коливань обробленій деталі валу і вимушених частот коливань від сили різання проводити обробку неможливо.

Рекомендується підвищувати власну частоту коливань деталі валу за рахунок підвищення жорсткості (застосовувати люнет). А також організовувати технологічний процес так, щоб на всіх режимах обробки, частота обертання обробленої тонким точінням деталі валу перебувала у перед резонансній області на відстані від резонансної зони не менше 20-25 % [1], що відповідає частотам обертання 3050-6000 об/хв.

Висновки:

1. Застосування програми SolidWorks і її модуля SolidWorks Simulation [2] дозволило визначити частоти власних коливань моделі деталі валу при її обробки в режимі тонкого точіння.

2. З аналізу співвідношень власних коливань і частот вимушених коливань, отриманих розрахунковим шляхом, визначено діапазон частот обертання обробленої деталі, на яких гарантовано не виникне резонанс. Прийнявши отримані дані при розробці технологічного процесу, можна значно зменшить шорсткість оброблених поверхонь і збільшить точність одержуваних розмірів.

Література

1. Маталин А. А. Технология машиностроения: Учебник для машиностроительных вузов по специальности «Технология машиностроения, металлорежущие станки и инструменты». – Л.: Машиностроение, 1985. – 496 с.

2. Software Solutions for 3D CAD, Design and Product Development | SOLIDWORKS – Website [Електронний ресурс]. – Режим доступу: http://www.solidworks.com

Квасницька Ю. Г.[1], Григоренко С. Г.[2], Ясинська О. О.[1], Кир'якова Н. В.[1]
([1]ФТІМС НАН України, Київ; [2]ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України, Київ)

ЗНОСОСТІЙКІСТЬ ТА СТРУКТУРНИЙ СТАН ЗАЕВТЕКТОЇДНИХ СТАЛЕЙ ЛЕГОВАНИХ МІДДЮ

E-mail: nat.vas.kir@gmail.com

Підвищення зносостійкості матеріалів пари тертя можна досягти застосуванням більш досконалих композицій мастильних матеріалів, таких, як тверді мастила, вони надзвичайно стабільні у важких умовах експлуатації. Поєднання декількох компонентів з фізико-механічними властивостями, що різко розрізняються, дозволяє створювати композиції з необхідними властивостями. В таких матеріалах на ділянках твердої складової формуються плівки з пластичного матеріалу, що утворені або за рахунок різниці коефіцієнтів термічного розширення антифрикційної і твердої складових при нагріванні пари тертя, або в результаті механічного намазування. До таких сплавів відносяться заевтектоїдні сталі, які містять в матриці мідисті включення [1-5]. В даному дослідженні визначено механізми впливу легування заевтектоїдних сталей міддю на ефективність підвищення їх зносостійкості в умовах зношування внаслідок «твердого змащування» мідистою фазою. Досліджено заевтектоїдні сталі з вмістом вуглецю 1,5 мас. %, леговані міддю від 1 до 28 мас. %. Зносостійкість досліджених сталей в умовах сухого тертя ковзанням визначали на машині тертя моделі М22М за швидкості ковзання 1 м/с, питомого навантаження 50 кг/см^2 і використання контртіла виготовленого зі сталі 20Х13. Результати випробувань показали, що інтенсивність зношування (lg) для досліджених сталей значно знижується зі збільшенням мідистої складової (рис. 1), причому від 1 до 10 % спостерігається різкий темп зниження, далі уповільнюється і стабілізується. За вмісту міді від 10 до 28 % маємо найнижчу інтенсивність зношування на рівні 0,1 г/км, цей результат в 10 разів кращий, ніж для аналогічних сталей не легованих міддю. Отримані результати пояснюються тим, що легування міддю збільшує присутність мідистої фази в поверхневому шарі зразків і відіграє роль твердого мастильного матеріалу, спостерігається змащувальний ефект мідистою фазою.

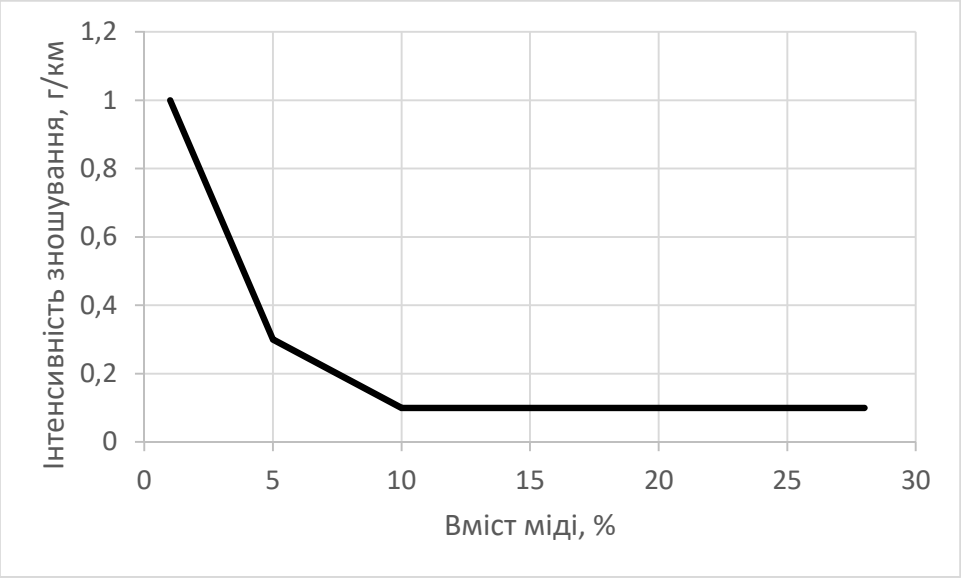
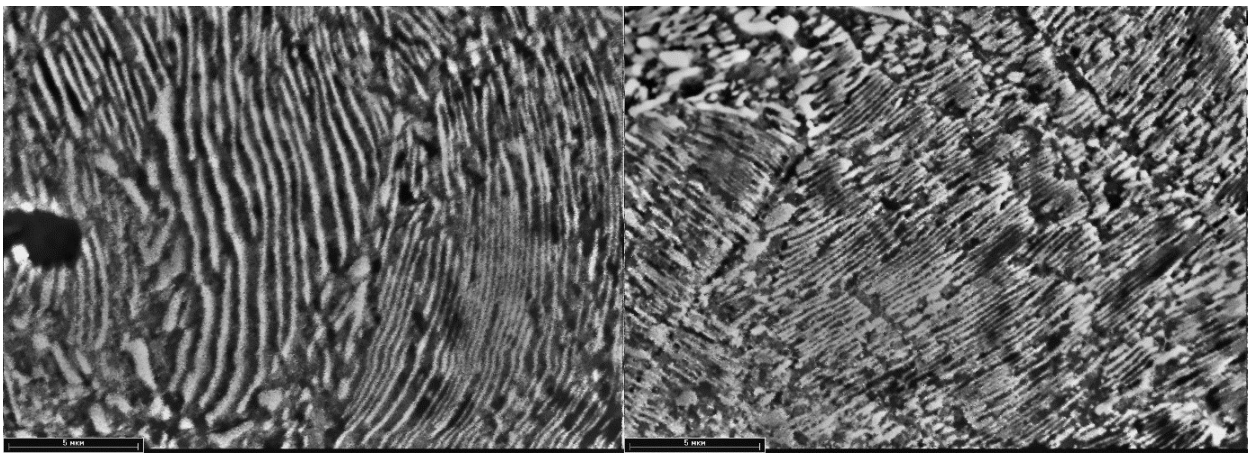
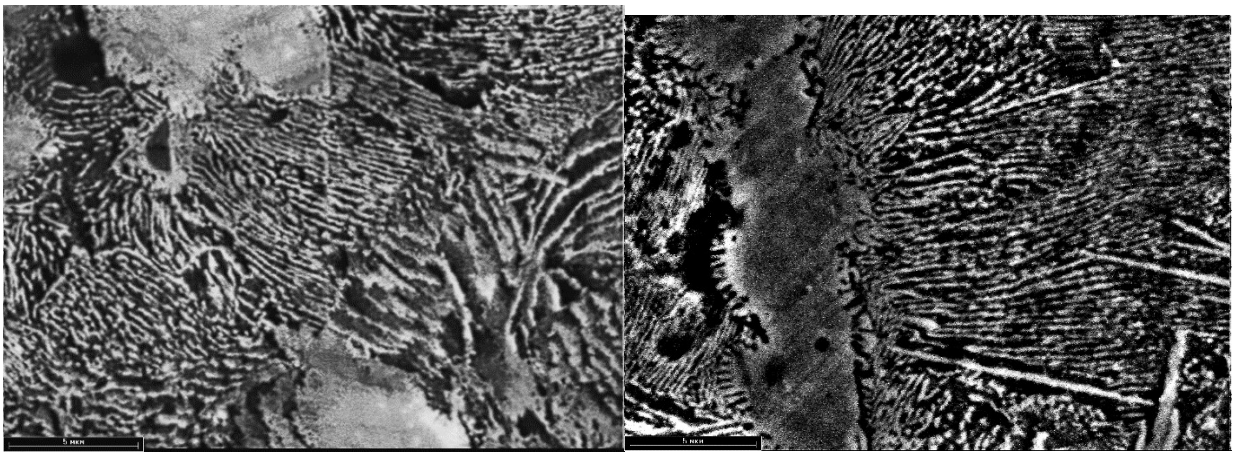


Рис. 1. Вплив легування міддю на інтенсивність зношування сталей у литому стані в умовах сухого тертя ковзання

Досліджено структурні особливості заевтектоїдних сталей легованих міддю на металографічному інвертованому мікроскопі «Epiqvant» та растровому електронному мікроскопі GSM-840 у режимі SEI у вторинних електронах. В досліджених зразках мікроструктура матриці складається з пластинчастого перліту, в зразках без міді з відстанню між пластинами близькою до 1 мкм, довжиною пластин перліту до 15 мкм (рис. 2, а). В зразках, легованих міддю, присутній тонкопластинчастий перліт з відстанню між пластинами значно меншою в 2-3 рази в середньому 0,1-0,3 мкм, довжиною пластин коротшою в 3-5 разів, протяжністю до 5 мкм (рис. 2 б, в, г). Таким чином, легування міддю сприяє подрібненню мікроструктури за рахунок диспергування перлітної складової, відбувається дисперсійне зміцнення сталі, що покращує триботехнічні характеристики досліджених сталей.



а б

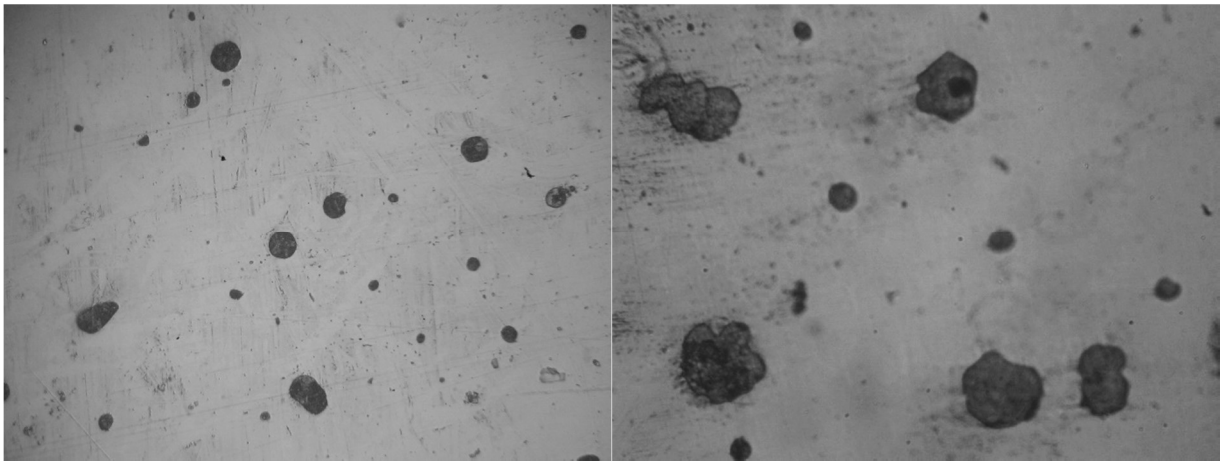


в г

Рис. 2. Вплив легування міддю на морфологічні складові заевтектоїдної сталі з вмістом вуглецю 1,5 %; а – без легування міддю; б, в, г – леговано 8, 12 та 28 % міді, відповідно, дослідні зразки після іонного травлення, ×5000

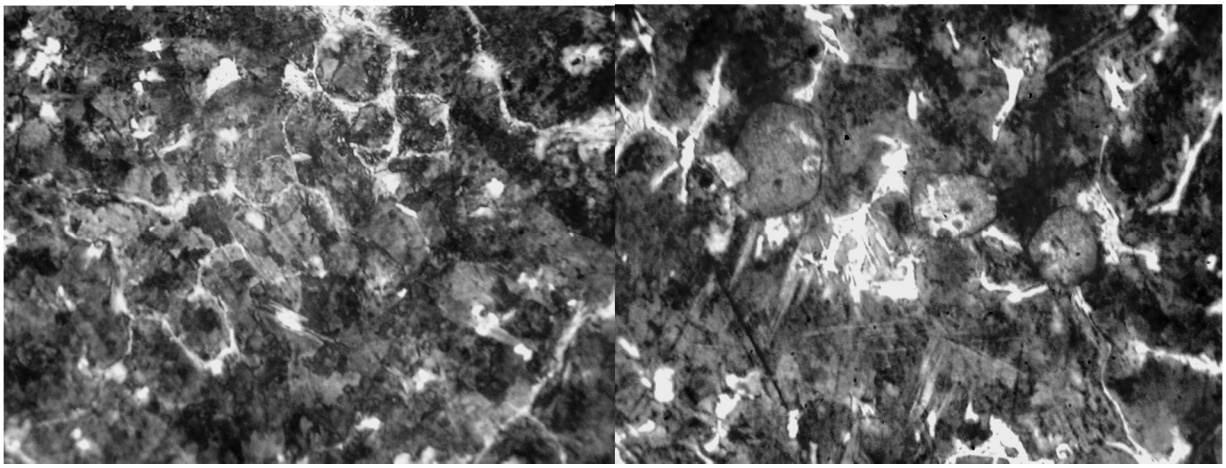
В структурі сталі, легованої 12 % міді, спостерігаються виокремлення мідистої фази у вигляді первинних кристалів розміром до 8 мкм (рис. 3, а). При збільшенні кількості міді під час легування до 28 % розміри виокремлень первинної мідистої фази збільшуються вдвічі (рис. 3, б) і разом з великими присутні дрібніші. Мікроструктура сталі, легованої 12 та 28 % міді, за невеликих збільшень представлена на рис. 4. За легування 12 % міді структура сталі складається з тонкопластинчастого перліту та вторинної цементитної фази, розташованої по границях первинних зерен (рис. 4, а). За легування 28 % міді на фоні перліту спостерігається ледебуритна евтектика, яка має скелетний вигляд (рис. 4, б).

За великих збільшень в сталі, легованій 28 % міді, на фоні тонкопластинчастого перліту спостерігаються первинні мідисті виокремлення розміром більшим за 5 мкм витягнутої форми та вторинні мідисті виокремлення розміром 0,1 мкм (рис. 5). Зі збільшенням частки міді при легуванні розмір первинних мідистих виокремлень зростає пропорційно.



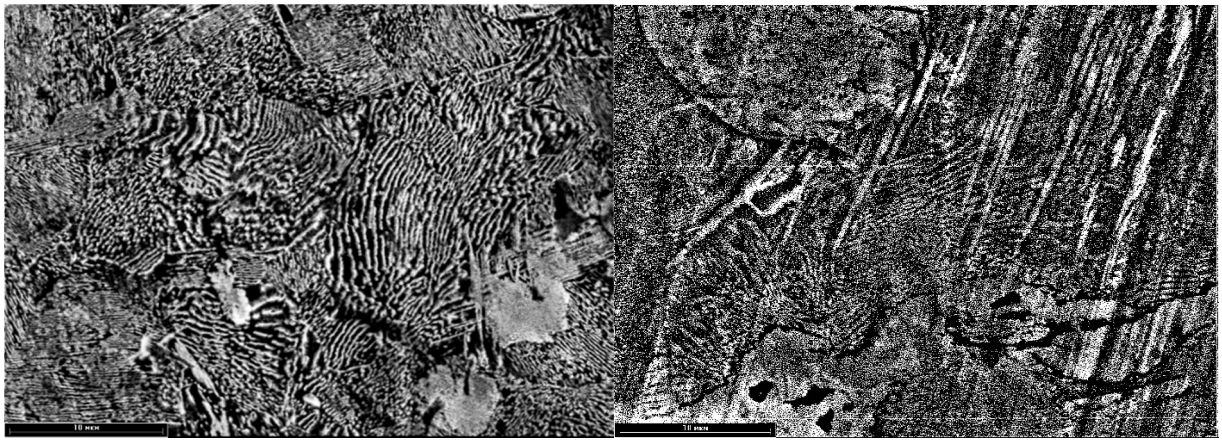
а б

Рис. 3. Розподіл первинних виокремлень мідистої фази за легування міддю в кількості 12 % (а) та 28 % (б) (дослідні зразки без травлення), × 400



а б

Рис. 4. Мікроструктура сталі, легованої міддю, в кількості 12 % (а) та 28 % (б) після хімічного травлення, × 400



а б

Рис. 5. Мікроструктура сталі, легованої міддю, в кількості 12 % (а) та 28 % (б) після іонного травлення, × 3000

Слід звернути увагу на наявність в структурі заевтектоїдної сталі, легованої міддю, у кількості 12 та 28 % локальних ділянок з ознаками деформації мікрооб’ємів металу поблизу первинних виокремлень мідистої фази (рис. 5). Такий стан є суттєвим бар’єром руху дислокацій, в той же час розвиток магістральних тріщин не відбудеться. Таким чином, на мікрорівні сформовано стан з підвищеною стійкістю проти навантажень, особливо динамічних.

Проведено Оже-рентгеноспектральний мікроаналіз сталі, легованої 12 % міді, на приладі Jamp-9500F Jeol Field Emission Auger Microprobe, в режимі SEI у вторинних електронах після глибокого іонного травлення іонами аргону з енергією 1000 eV за швидкості 4 нм/хв. Досліджено зразки після тертя на машині тертя і вихідні без тертя. Проведено зйомку Оже спектрів в поверхневому шарі зони тертя зразків.За даними спектрів після травлення іонами аргону сформовано профіль до глибини 200 нм (рис. 6).

Аналізуючи профіль по глибин сталі видно, що на поверхні зразка мідиста фаза досягає максимальних значень 10-15 ат. %, в 5-7 разів вищих ніж до тертя, цей прошарок має розмір 8 нм, поступово зменшується до глибини 50 нм, формується за рахунок дифузійної рухливості міді на поверхню зразка під час процесів зношування. Далі вміст міді стабілізується і на глибині 100-200 нм має показник 5 ат. %. Необхідно зазначити, що на поверхні зразка відбувається розмазування мідистої складової,

формується плівка з пластичного матеріалу, утворена за рахунок різниці коефіцієнтів термічного розширення антифрикційної і твердої складових при нагріванні пари під час тертя і через це окремих мідистих виокремлень не спостерігається.

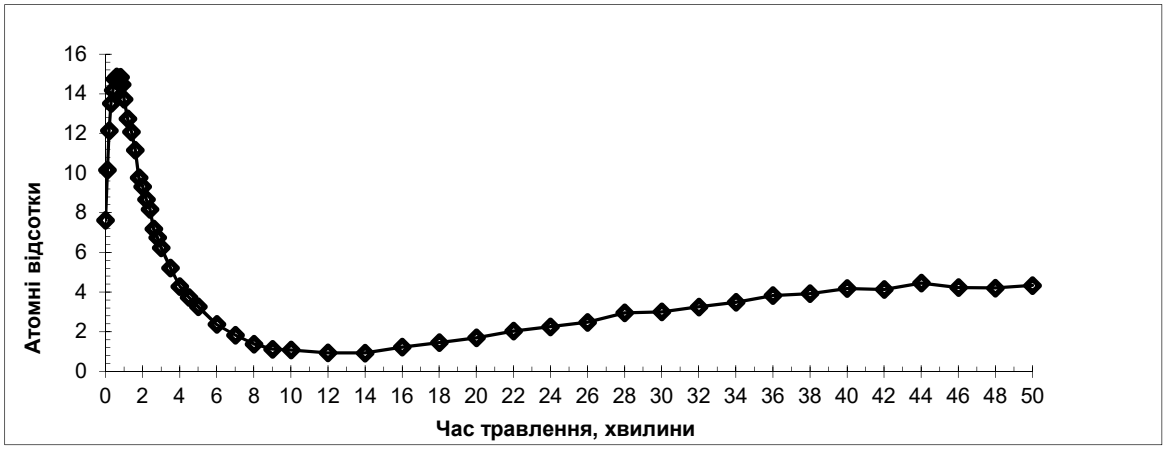


Рис. 6. Розподіл мідистої фази на поверхні зразка після тертя

Проведені експерименти дозволили дослідити структуру тонкого поверхневого шару на мікрорівні сформованого в процесі тертя ковзанням на глибину 200 нм. Легування міддю, під час тертя дозволяє мідистій фазі на поверхні зразка досягти максимальних значень, ця зона формується за рахунок дифузійної рухливості міді на поверхню зразка під час процесів зношування, сприяє механізму масоперенесення мідистої фази між контактними поверхнями пари тертя, відіграє роль твердого мастильного матеріалу, в 10 разів зменшує інтенсивність зношування пари тертя, збільшуючи її довговічність і надійність.

Література

1. Novytskyy V. Wear rate of Fe-Cr-C-Mn steels under sliding friction // Proceedings of 4 AIMETA International Tribology Conference. – 2004, Rome. – P. 45-54.

2. Novytskyy V. G., Havryliuk V. P., Tikhonovich V. I. Effect of copper on wear rate of stainless Fe-Cr-C-Cu steels for power industry under sliding friction // Proceedings of 4 European Stainless Steel Science and Market Congress. France. – 2002. – P. 380- 385.

3. Локтіонов-Ремізовський В. А., Шипицин С. Я., Новицький В. Г., Кир’якова Н. В. Ефективність впливу легування міддю на зношування

заевтектоїдних сталей // Науково-технічний журнал «Металознавство та обробка металів». – 2022. – №4. – С. 33-38.

4. Новицкий В. Г., Гаврилюк В. П., Лахненко В. Л. Влияние углерода и меди на структуру литых сплавов системы Fe-Cr-Cu-C и их трибологические характеристики в условиях трения скольжения // Трение и износ. – 2015, т. 36. – №1, – С. 70-80.

5. Квасницька Ю. Г., Тарасевич М. І., Григоренко С. Г. Особливості структуроутворення заевтектоїдних сталей, легованих міддю // Науково-технічний журнал «Металознавство та обробка металів». – 2024. – №3. – С. 50-60.

Кивгило Б. В., Лук'яненко І. В., Ямшинський М. М.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)

ОКРЕМІ ТЕХНОЛОГІЧНІ ПАРАМЕТРИ МОДЕЛЕЙ ІЗ ФОТОПОЛІМЕРНИХ СМОЛ, ВИГОТОВЛЕНИХ ЗА ТЕХНОЛОГІЄЮ LCD-ДРУКУ ДЛЯ ТЕХНОЛОГІЇ ЛИТТЯ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ВИТОПЛЮЮТЬ

E-mail: lukianenkoiv@gmail.com

Технологія лиття за моделями, що витоплюють, є одним із найбільш точних методів ливарного виробництва для отримання деталей складної геометрії. Традиційно для виготовлення моделей використовують парафіно-стеаринові суміші, які характеризуються витоплюваністю за температура 60-80 °С та низькою зольністю (0,03-0,10 %) після прожарювання форми. Однак такі матеріали та класична технологія їх використання мають обмеження щодо відтворення складних форм і дрібних елементів.

Останніми роками активно впроваджуються адитивні технології (SLA, DLP, LCD), які базуються на використанні фотополімерних смол. Їхня головна перевага – можливість отримання високоточних моделей із деталізацією до 10-50 мкм, що практично недосяжно для традиційних технологій. Разом із тим, під час випалювання фотополімерів виникають проблеми, пов'язані із зольністю та видаленням продуктів термодеструкції.

Метою дослідження є оцінка властивостей фотополімерної смоли для виготовлення ливарних моделей методом LCD-друку та визначення її технологічних обмежень. Дослідження проводили з використанням фотополімерної смоли Castable Blend Resin (FunToDo) [1] на 3D-принтері Anycubic Photon S.

Результати проведених досліджень дозволяють оцінити доцільність і перспективність використання фотополімерних смол у технології лиття за моделями, що витоплюють. Передусім необхідно відзначити їхню ключову перевагу – здатність відтворювати складні тривимірні форми з високим рівнем деталізації. Традиційні парафіно-стеаринові суміші, що залишаються стандартом у промисловості, забезпечують низьку зольність і простоту видалення з форми, проте технологічно обмежені у відношенні досягнення дрібної геометрії та повторюваності результатів. У випадках ювелірного, художнього лиття або виготовлення дослідних зразків складної конфігурації саме адитивні технології з використанням фотополімерів демонструють найбільший потенціал.

Одним із визначальних параметрів є шорсткість поверхні моделей. За результатами вимірювань, надруковані фотополімерні моделі мали середнє значення Ra ≈ 2,21 мкм, тоді як зразки з парафіно-стеаринової суміші – Ra ≈ 1,35 мкм. Хоча номінально фотополімери поступаються за цим показником, слід враховувати, що якість поверхні у процесі виготовлення виливків значною мірою визначається внутрішнім рельєфом керамічної оболонки. Таким чином, різниця у вихідній шорсткості моделей у кінцевому підсумку практично нівелюється, що підтверджується виміряними значеннями Ra готових виливків (9,1-9,9 мкм). Це дозволяє стверджувати, що з точки зору кінцевої якості поверхні фотополімерні моделі цілком задовольняють технологічні вимоги виробництва.

Інший критично важливий параметр – зольність. Для фотополімеру Castable Blend Resin вона склала 0,98 %, що значно перевищує нормативні значення традиційних матеріалів (0,03-0,10 %). Висока зольність потенційно може призвести до появи включень та дефектів на поверхні виливка. Водночас, завдяки особливостям термодеструкції, більша частина твердих продуктів руйнування

може бути видалена із форми за допомогою продування. Це вимагає додаткових технологічних заходів, але не робить застосування фотополімеру неможливим. Варто зазначити, що за умови оптимізації режимів випалювання, використання ступінчастого нагрівання та належного підготовлення форм кількість залишкової золи можна звести до рівня, який не впливає на якість лиття.

Особливу увагу слід звернути на механічну міцність моделей. В експериментах встановлено, що мінімальна товщина стінки для стабільного друку складає 1,0 мм. При товщині 0,5 мм моделі руйнувалися на початкових етапах формування шарів. Це пов’язано з обмеженнями самої технології LCD-друку – під час полімеризації відбувається значне тепловиділення, що при недостатній товщині призводить до деформації та втрати геометрії. Таким чином, для забезпечення відтворюваності та міцності доцільно дотримуватися товщини стінок ≥1,0 мм.

Окрім технологічних характеристик, слід розглянути економічний аспект. Вартість фотополімерних смол значно перевищує ціну парафіно-стеаринових сумішей. Для виготовлення масових серій однотипних виливків це може стати обмежувальним чинником. Проте у випадках індивідуального виробництва, коли ключову роль відіграє точність і складність геометрії, економічний ефект від скорочення механічного оброблення та підвищення точності виправдовує витрати на матеріал. Додатково слід враховувати скорочення часу підготовчих операцій – 3D-друк дозволяє одразу виготовити модель потрібної форми, тоді як для традиційних матеріалів потрібне спеціальне оснащення.

З екологічної точки зору, використання фотополімерних смол пов’язане з утворенням летких органічних сполук та продуктів згоряння під час випалювання. Це вимагає наявності ефективної вентиляційної системи й спеціальних умов для безпечної утилізації відходів. Традиційні парафінові матеріали у цьому плані безпечніші, оскільки практично повністю вигорають без утворення твердого залишку. Водночас фотополімери забезпечують зменшення відходів у процесі виробництва моделей, оскільки друк відбувається безпосередньо з цифрової CAD-моделі без необхідності використання додаткових формувальних матеріалів. Таким

чином, екологічний баланс у застосуванні фотополімерів потребує подальшого вивчення, проте в перспективі може бути позитивним.

Варто також звернути увагу на стабільність фотополімерних моделей під час зберігання. На відміну від парафінових моделей, які чутливі до підвищених температур і деформуються під дією сонячного світла, фотополімери демонструють високу стабільність геометрії. Це спрощує їхнє транспортування, складування та використання у виробничому процесі, особливо в умовах високих температур у ливарних цехах.

Порівняння з результатами інших дослідників підтверджує доцільність застосування фотополімерних матеріалів у литті. У роботах [2-9] зазначається широкий діапазон значень зольності для різних типів смол, а також складність їхнього випалювання. Автори відзначають, що перспективним напрямом є розроблення смол з низькою зольністю, наприклад Formlabs Castable Wax [10] або BlueCast X-One [11], які забезпечують майже повне вигорання без залишку. Проте висока вартість цих матеріалів обмежує їхнє застосування у промислових масштабах. Таким чином, вибір конкретної смоли завжди повинен ґрунтуватися на компромісі між ціною, точністю та технологічною придатністю.

Додатково необхідно враховувати, що фотополімерні смоли відкривають нові можливості для інтеграції з цифровим виробництвом. Використання CAD/CAM-систем дозволяє безпосередньо переводити цифрову модель у фізичну без додаткових технологічних ланок. Це скорочує час розробки, усуває необхідність виготовлення прес-форми і робить технологію більш гнучкою. Для підприємств, що працюють за індивідуальними замовленнями або у сфері швидкого прототипування, така можливість є надзвичайно актуальною.

Узагальнюючи, можна зробити висновок, що фотополімерні смоли вже сьогодні здатні конкурувати з традиційними модельними матеріалами в умовах дрібносерійного та індивідуального виробництва. Їхні обмеження – висока зольність і вартість – компенсуються унікальними перевагами, такими як висока точність, складна геометрія, стабільність і відсутність усадки. Подальші дослідження мають бути спрямовані на вдосконалення рецептури смол, оптимізацію режимів випалювання та розробку комплексних технологічних рішень, що дозволить забезпечити їх широке промислове впровадження.

Література

1. FunToDo Castable Blend. URL: https://funtodo.eu/shop/castable-blend/castable-blend/ (дата звернення: 27.08.2025).

2. Bourell D. L., Frazier W., Kuhn H., Seifi M. (eds.) ASM Handbook. Vol. 24: Additive Manufacturing Processes. – ASM International, 2020. – 594 p.

3. Abbasi M., Váz P., Silva J., Martins P. Head-to-head evaluation of FDM and SLA in additive manufacturing // Appl. Sci. – 2025. – Vol. 15(4). – Article 2245.

4. Wang Y., Li X., Chen Y., Zhang C. Strain rate dependent mechanical properties of 3D printed polymer materials using the DLP technique // Addit. Manuf. – 2021. – Vol. 47. – Article 102368.

5. Bolugoddu S., Kannan T., Chandradass J., Ganesan M., Rajan A. Scope of 3D printing in manufacturing industries – A review // Mater. Today: Proc. – 2021. – Vol. 45. – P. 6941–6945.

6. Borrello J., Nasser P., Iatridis J. C., Costa K. D. 3D printing a mechanically-tunable acrylate resin on a commercial DLP-SLA printer // Addit. Manuf. – 2018. – Vol. 23. – P. 374–380.

7. Park S., Shou W., Makatura L., Matusik W., Fu K. 3D printing of polymer composites: Materials, processes, and applications // Matter. – 2022. – Vol. 5. – P. 43–76.

8. Tang J.-F., Lin K.-W., Lin T.-H., Lin W.-C. Pioneering techniques for achieving high-resolution surfaces via LCD 3D printing // Addit. Manuf. – 2025. – Vol. 103. – Article 104764.

9. Sameni F., Ozkan B., Karmel S., Engstrøm D. S., Sabet E. Large scale vat-photopolymerization of investment casting master patterns // Polymers. – 2022. – Vol. 14(21). – Article 4593.

10. Formlabs Casting resins. URL: https://formlabs.com/global/materials/?category%5B0%5D=casting (дата звернення: 27.08.2025).

11. BlueCast X-One. URL: https://www.bluecast.info/x-one (дата звернення: 27.08.2025).

Коваленко В. В., Биба Є. Г., Мініцький А. В., Кивгило Б. В., Лук'яненко І. В., Ямшинський М. М.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)

ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ ПОРИСТОГО ЛИТОГО АЛЮМІНІЮ ПІД ВПЛИВОМ ГРАНУЛОМЕТРИЧНОГО СКЛАДУ ПОРОУТВОРЮВАЧА

vitaly.kovalenko1983@gmail.com

Пористі метали та сплави останніми роками привертають значну увагу завдяки поєднанню унікальних властивостей: малої густини, високого питомого міцності, корозійної стійкості та здатності ефективно поглинати енергію удару чи вібрацій. Особливий інтерес становлять пористі матеріали на основі алюмінію, які можуть знайти застосування в автомобільній, авіаційній, будівельній та енергетичній галузях. Однак більшість технологій отримання пористих алюмінієвих матеріалів пов'язана з використанням порошків, що ускладнює масштабування процесів, підвищує собівартість і вимагає спеціального обладнання. Альтернативою є методи лиття з використанням пороутворювачів, серед яких перспективним виявилося застосування солей (NaCl) завдяки їх доступності, екологічності та простоті видалення з готових зразків.

Метою дослідження було встановлення впливу гранулометричного складу пороутворювача на формування структури, пористості, механічних і проникних характеристик пористого литого алюмінію (ПЛА).

Для досягнення мети вирішувалися такі завдання:

– дослідити вплив гранулометричного складу пороутворювача NaCl на структуру ПЛА;

– дослідити морфологічні особливості структури ПЛА;

– оцінити залежність механічних властивостей від розміру та форми пор;

– встановити кореляцію між коефіцієнтом проникності та гранулометричним складом наповнювача.

У роботі використовувався алюмінієвий сплав АК7 як металеву матрицю та сіль NaCl різних фракцій: 0,10–0,20 мм, 0,20–0,40 мм, 0,40–1,00 мм, 1,00–1,60 мм, 1,60–2,50 мм. Зразки виготовлялися методом вакуумного просочування пористого

каркасу із солі розплавом алюмінію. Після охолодження пороутворювач видалявся шляхом розчинення у воді. Дослідження структури проводили за допомогою металографічного аналізу. Пористість оцінювалася геометричним методом і через визначення щільності. Механічні властивості визначали за випробуваннями на стиск. Коефіцієнт проникності розраховувався на основі закону Дарсі.

Отримані дані показали чітку залежність морфології пористої структури від розміру фракцій пороутворювача:

– зі збільшенням фракції пороутворювача NaCl пористість матеріалу зростає. Більші частинки мають меншу контактну площу та пакуються менш щільно, що призводить до зниження пористості.

– геометрична форма nacl також впливає на пакування наповнювача. Частинки неправильної форми мають більшу контактну площу і утворюють більш щільну структуру, ніж сферичні.

– виявлено, що з підвищенням розміру фракції пороутворювача (а отже і середнього розміру пор) зростає межа міцності на стиск ПЛА.

– коефіцієнт проникності матеріалу суттєво зростає зі збільшенням розміру пор, а також при зростанні загальної пористості.

Висновки:

1. Встановлено закономірності формування структури пористого литого алюмінію залежно від гранулометричного складу пороутворювача.

2. Дрібні фракції NaCl (0,10–0,20 мм, 0,20–0,40 мм) формують дрібнопористу структуру з високою загальною пористістю, але ускладнюють інфільтрацію розплаву.

3. Середні фракції NaCl (0,40–1,00 мм) забезпечують оптимальне співвідношення «пористість–міцність» та є найбільш перспективними для конструкційних застосувань.

4. Великі фракції NaCl (1,60–2,50 мм) сприяють утворенню структур із підвищеною проникністю, придатних для використання у фільтраційних системах.

5. Отримані результати створюють основу для подальшої оптимізації технологічного процесу виготовлення ПЛА та розширення сфер його застосування.

Костецький Ю. В.
(ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України, Київ)

ПРОБЛЕМИ ПІДГОТОВКИ ІНЖЕНЕРІВ-МЕТАЛУРГІВ В УКРАЇНІ ТА ШЛЯХИ ЇХ ПОДОЛАННЯ

E-mail: y.kostetsky@paton.kiev.ua

Протягом останнього десятиріччя в металургійної галузі України утворилась диспропорція між потребами металургійних підприємств у кваліфікованих фахівцях з одного боку і кількістю випускників українських вишів, яка б могла задовільнити цю потребу. Попит на інженерів-металургів в горно-металургійному комплексі України стабільно високий, навіть в умовах кризи і воєнного стану, і за всіма оцінками буде зростати з часом [1].

Менеджмент вітчизняних металургійних компаній і підприємств постійно наголошує на гострій нестачі кваліфікованих інженерних кадрів для забезпечення роботи і розвитку власного виробництв. Також відмічають проблему старіння висококваліфікованих інженерних кадрів, що створює передумови для загострення кадрової ситуації в перспективі. Кадрова проблема також є актуальною для середніх та малих підприємств металургійного профілю.

На підприємствах металургійної галузі задіяно близько 10 % від загальної кількості зайнятих у промисловості України. Частка задіяного інженерно-технічного персоналу (ІТП) становить 15-18 %. Враховуючи кількість персоналу та спектр технологій і процесів задіяних у металургійному виробництві стає очевидним, що завдання з підготовки інженерів-металургів не може бути вирішене силами одного вищого навчального закладу (ВНЗ) і потребує комплексного підходу. Традиційно кожен ВНЗ має певну освітню і наукову «спеціалізацію» в рамках загального напрямку підготовки «металургія», що забезпечується відповідним рівнем компетентності викладачів, наукових працівників та лабораторною базою. Зрозуміло, що зібрати потужні науково-викладацькі колективи і створити якісну науково-освітню базу по всіх напрямках галузі в одному ВНЗ дуже складно.

В Україні підготовка фахівців металургійного профілю має достатньо глибокі корені і традиційно зосереджена у промислових регіонах південно-східної частини країни. Практично всі ВНЗ металургійного профілю сконцентровані у відповідних промислових центрах. Однак після 2014 року була припинена металургійна підготовка Донецьким національним технічним університетом, а з 2022 року Приазовським державним університетом та Донбаським державним технічним університетом, що призвело до значного скорочення загальної бази підготовки та кількості випускників. При цьому можливого масового «перетікання» контингенту студентів й викладачів на інші освітні майданчики не відбулося. Стала тенденція до зменшення об'ємів підготовки фахівців за спеціальністю «металургія» також спостерігається і в решті профільних ВНЗ. Негативним результатом скорочення бази підготовки та зменшення контингенту студентів є втрата частини науково-викладацького потенціалу.

Основними проблеми багатьох вітчизняних ВНЗ, що здійснюють підготовку кадрів для металургійної галузі є старіння і скорочення науково-викладацького корпусу, застаріла лабораторна і технічна база, переважно застарілі освітні технології і методи викладання, ускладнене реагування освітнього процесу на поточні і перспективні запити виробництва, слабкий контингент студентів через непопулярність спеціальності серед молоді, недофінансування наукової складової.

При цьому ключовою проблемою є формування контингенту студентів. У поточних умовах ВНЗ практично не можуть збільшити випуск фахівців, по-перше, через неможливість забезпечити набір потрібної кількості студентів на освітні програми з металургії, а по-друге, через недостатню кількість кваліфікованих викладацьких кадрів.

Дана ситуація обумовлена та поглиблюється через відсутність взаємодії між зацікавленими сторонами. Роботодавці фактично відсторонені (не приймають участь) від процесу формування контингенту студентів для навчання за відповідними освітніми програми. Держава також не має програм і не займається балансуванням розподілу ресурсів з урахуванням перспективних потреб ринку праці і промисловості країни. У той час, як ВНЗ практично не мають власних

ресурсів і аргументів для ефективного залучення абітурієнтів на непопулярні освітні програми.

Традиційно завдання з набору на освітні програми є сферою відповідальності кафедр, які їх забезпечують, і вирішується силами їх співробітників, які у більшості випадків не мають фахової підготовки у сфері маркетингу і рекрутингу. Більше того кафедри традиційно не мають бюджету на проведення відповідних заходів. Тож діяльність з забезпечення сталого контингенту студентів на освітніх програмах металургійного профілю потребує концептуального реформування. Виправлення складної ситуації, коли імідж фахівця-металурга майже втрачено, неможливо в рамках традиційних підходів. В умовах об’єктивного зменшення кількості абітурієнтів через демографічну ситуацію, воєнні дії та можливості здобувати якісну освіту закордоном потрібно змінювати концепцію та розширювати географію профорієнтаційної роботи (виходити за межи промислових регіонів), розробляти нові підходи з мотивації до вибору освітніх програм з металургії.

Проте кардинально змінити ситуацію лише силами ВНЗ не можливо. Потрібна комплексна програма дій на основі поєднання зусиль держави, ВНЗ і роботодавців, спрямована на активну популяризацію спеціальності «металургія» із залученням сучасних інформаційних технологій та профорієнтаційних заходів, підкріплена відповідним фінансуванням. Важливо не лише популяризувати професії і підкреслювати їхнє значення для економіки і перспективність, але й впроваджувати фінансові стимули для студентів, які навчаються за напрямком «металургія». Це може включати спеціальні стипендії від держави, промислових партнерів, гранти на дослідження та освіту.

Новий рівень взаємодії між ВНЗ і роботодавцями повинен включати спільне формування контингенту студентів на освітній програмі, залучення представників компаній до розробки навчальних програм, проведення лекцій та семінарів, а також участь у заходах, що популяризують металургію (наприклад, кар'єрні ярмарки), спільну роботу над створенням освітнього контенту для забезпечення відповідної освітньої програми, створення засад для реалізації концепції безперервної освіти для фахівців на протязі всієї кар’єри, інтеграцію практичного навчання через

запровадження стажувань на підприємствах, дуальної освіти, практичних семінарів та лабораторних робіт, що дозволить студентам отримувати реальний досвід роботи з обладнанням та технологіями, які використовуються в галузі. Тісна взаємодія ВНЗ й роботодавців забезпечить здобувачам освіти чітке розумінні подальших кар'єрних перспектив у галузі.

Забезпечити таку взаємодію можна через консультаційні ради та партнерства до яких входять представники вищих навчальних закладів, роботодавців та державних органів. Ці ради можуть допомагати у формуванні навчальних програм, враховуючи потреби індустрії, та сприяти розробці нових методик навчання.

Іншою важливою складовою є реформування і удосконалення освітнього процесу. В обставинах, коли відбувається корінна зміна в структурі металургійного комплексу країни та світі, з'явилися нові прогресивні технології одержання металів і сплавів, засоби радикального підвищення їх якості і споживчих властивостей, посилився вплив нових інформаційних технологій, відповідно, змінюються й вимоги до фахівців, які працюють в металургії [2]. Такий стан вимагає запровадження нових підходів до підготовки кваліфікованих кадрів, які відповідають змінам в індустрії сучасних матеріалів. Освітні програми не завжди встигають адаптуватися до цих змін, що призводить до відставання в навчальному процесі. Студенти часто отримують теоретичні знання, але не мають достатнього розуміння їх практичного застосування. Модернізація освітніх програм з впровадженням спільних програм стажувань і практик із залученням можливостей сучасних освітніх технологій дозволить студентам проходити стажування на підприємствах металургійної галузі та допоможе набути практичного досвіду не перериваючи процес теоретичної підготовки, а підприємствам – отримати доступ до молодих, талановитих спеціалістів.

Привабливість і ефективність навчального процесу покращить впровадження сучасних методів викладання, таких як використання віртуальної реальності, симуляторів, онлайн-курсів, інтерактивних матеріалів, програмних комплексів для наукових і технологічних розрахунків та моделей-тренажерів технологічних агрегатів. Прикладом подібної інновації може бути інтернет-проект SteelUniversity

для навчання за напрямком металургія [3], який розвиває й фінансово підтримує World Steel Association. Окрім інтерактивного навчального контенту платформа містить моделі промислових процесів, що доступні в онлайн режими.

Ще одним надважливим завданням є розвиток академічної мобільності студентів і викладачів через участь у міжнародних програмах обміну, стажуваннях і конференціях та стале забезпечення відповідності рівня підготовки фахівців стандартам загальноєвропейського ринку праці [2].

Вирішення зазначених завдань забезпечить подолання кризи у металургійній освіті, підвищення якість освіти в галузі металургії та посилить конкурентоспроможність випускників вітчизняних ВНЗ на ринку праці.

Література

1. Гриценко О. Кадровий дефіцит загрожує майбутньому української металургії: причини та наслідки для економіки. URL: https://krivbass.city/news/view/kadrovij-defitsit-zagrozhue-majbutnomu-ukrainskoi-metalurgii-prichini-ta-naslidki-dlya-ekonomiki (дата звернення: 20.09.25).

2. Hayes P.C. The world needs metallurgical process engineers. *JOM: The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society (TMS).* 2019. Vol. 71. № 2. P. 463-468. DOI: 10.1007/s11837-018-03316-4.

3. Steeluniversity – Learning Solutions for the steel industry. URL: https://steeluniversity.org/ (дата звернення: 10.09.25).

Костецький Ю. В., Полішко Г. О., Педченко Є. О.,
Петренко В. Л., Зайцев В. А., Трикозенко Д. І.
(ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України, Київ)

РЕЦИКЛІНГ ВІДХОДІВ ЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ ТА НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ ЕЛЕКТРОШЛАКОВИМ ПЕРЕПЛАВОМ

E-mail: y.kostetsky@paton.kiev.ua

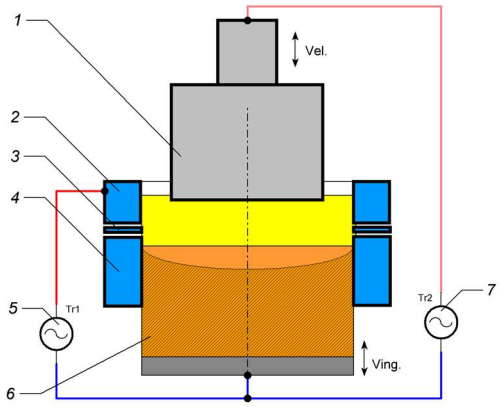
Концепція циркулярної економіки, що зароджується, спонукає металургійну промисловість до інновацій у сфері використання техногенних металевих відходів з метою досягнення амбітної мети «нульових відходів» та забезпечення конкурентоспроможності виробництва [1]. Переробка відходів легованої сталі в

Європі вважається невід'ємною складовою циркулярної економіки та «зеленої» металургії оскільки виробництво легованих сталей і сплавів споживає велику кількість енергії та мінеральних ресурсів на виготовлення феросплавів [2].

Сталь та нікелеві сплави мають значний потенціал для багаторазового перероблення й повернення у виробничий цикл [3]. Традиційний маршрут рециклінгу таких матеріалів зазвичай реалізується шляхом переплаву металобрухту в електродугових або індукційних печах [4]. При цьому важливим завданням є мінімізація втрат цінних компонентів сплаву. Проблемою також є складність отримання якісних зливків із високим рівнем фізичної і хімічної однорідності та втрати частини металу з усадковим обрізуванням й літниками.

Підвищити якість литого металу можна залученням електрошлаковому переплаву (ЕШП) [4, 5], який широко застосовується для отримання зливків з високолегованих сталей і нікелевих сплавів відповідального призначення. Проте інтеграція ЕШП у ланцюг рециклінгу супроводжується додатковими витратами, що знижує його економічну доцільність. Основна перешкода полягає у необхідності використання витратного електрода зі сталими геометричними параметрами по всій довжині [6], що забезпечує стабільність процесу. Відповідно для здійснення електрошлакового переплаву зазвичай застосовують спеціально виготовлені литі або деформовані електроди. Отже, реалізація одностадійного рециклінгу на основі класичного процесу ЕШП є проблематичною.

Розроблена в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України двоконтурна схема ЕШП (ЕШП ДС) зі струмопідвідним кристалізатором [7] (рис. 1) дозволяє зменшити вимоги до геометрії витратного електрода. За такої схеми струм подається одночасно по двох контурах, що забезпечує незалежне регулювання температури та швидкості плавлення електрода, а також гнучкий розподіл тепловкладення між шлаковою й металевою ваннами. Технологія ЕШП ДС успішно використовується для виробництва зливків зі складнолегованих сталей, суперсплавів і титану [8].



1 – витратний електрод; 2 – струмопідвідна секція кристалізатора; 3 – розділювальна секція кристалізатора; 4 – формуюча секція кристалізатора; 5, 7 – джерела живлення; 6 – злиток

Рис. 1. Двоконтурна схема електрошлакового переплаву зі струмопідвідним кристалізатором

В Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України проведено експериментальні дослідження із застосування технології ЕШП ДС зі струмопідвідним кристалізатором для переплаву відходів легованих сталей і нікелевих сплавів за одностадійною схемою рециклінгу. Метою експериментів було визначення особливостей та раціональних режимів електрошлакового переплаву електродів змінного перерізу, виготовлених з металевих відходів, з отриманням зливків високої якості, придатних для подальшого використання у виробничому циклі. Дослідні плавки виконували на установці ЕШП типу Р-951, обладнаній двома незалежними джерелами живлення потужністю по 724 кВА, модернізованими для плавного регулювання напруги. Дослідні зливки виплавляли у струмопідвідному кристалізаторі з діаметром формувальної секції 180 мм за схемою витягування вниз.

Для здійснення експериментальних плавок з металевих відходів відповідного типу виготовляли витратні електроди.

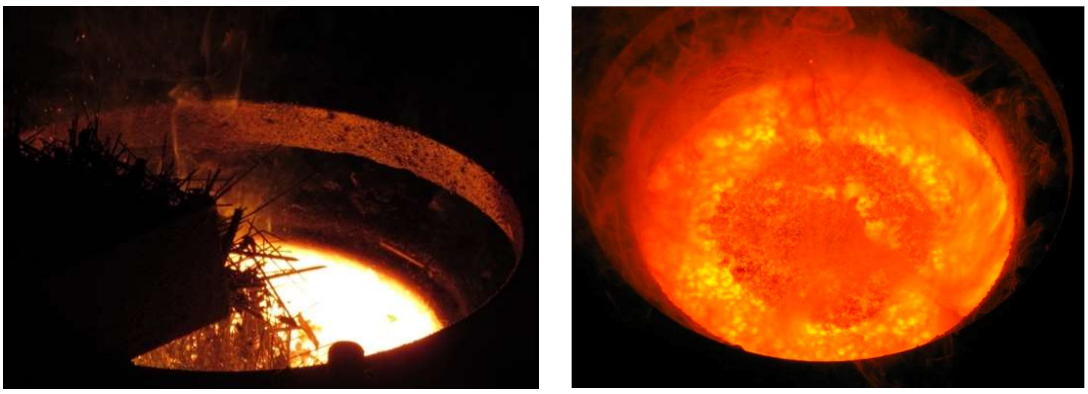
Під час дослідження особливостей рециклінгу відходів інструментальної сталі типу Р6М5 електроди збирали з малогабаритного відпрацьованого

інструменту шляхом зварювання окремих деталей в єдиний електрод. Переплав даних електродів здійснювали під флюсом АНФ-29.

Для моделювання переплавлення відпрацьованих валків машин безперервного лиття використовували сталевий електрод змінного перетину з секціями діаметрами 150, 110 і 80 мм, який імітував переплавлення реальних валків без попереднього відрізання шийок. За даної геометрії електрода в ході переплавлення коефіцієнт заповнення ступінчасто змінювався з 0,69 до 0,37 і до 0,2.

Електроди для переплавлення відходів нікелевого сплаву ЕП648 формували з циліндричної обрізі діаметром 70 мм, яка була забракована через дефекти усадкового походження, та з півкілець з цього ж сплаву. З'єднання окремих фрагментів здійснювали зварюванням з мінімальним внесенням зварювального матеріалу. Така конструкція електрода не дозволяла пропускати крізь нього великий струм. Тому під час переплаву основну електричну потужність підводили до кристалізатора. Переплав проводили під флюсом, який складався з 90 % флюсу АНФ-29 і 10 % CaF_2 із захистом плавильного простору аргоном.

Також було проведено дослідження з переплаву дрібних відходів легованого металу у струмопровідному кристалізаторі без використання витратного електроду, з живленням через один контур. За таких умов нагрівання шлакової ванни відбувається лише за рахунок підведення струму крізь водоохолоджувану струмпідвідну секцію кристалізатора (рис. 1, рис. 2, б). Як шихтовий матеріал використовували дрібні відходи медичного інструменту зі сталі Х18Н10 та подібних марок. Плавку розпочинали з наведення шлакової ванни на основі флюсу АНФ-28, після чого металеву шихту порціями подавали на її поверхню (рис. 2, а). Хід процесу контролювали візуально.



а б

Рис. 2. Загальний вигляд процесу переплавлення дрібних відходів легованого металу у струмопровідному кристалізаторі (а) та поверхні шлакової ванни за пристінкового тепловиділення (б)

З контрольних зливків вирізали зразки для визначення їх внутрішньої якості, дослідження макроструктури та хімічного аналізу.

Експерименти з переплавом електродів, виготовлених з відходів інструментальної сталі, за різних режимів показали, що конфігурація збірного електроду напряму впливає на стабільність процесу та якість отриманого зливку. Визначено, що переплав складених електродів з нерегулярною геометрією слід здійснювати з підведенням основної потужності ($\geq 75\%$) до кристалізатора. Це дозволяє стабільно і з постійною продуктивністю переплавляти електрод та отримувати злиток високої якості. Хімічний склад металу контрольного зливка вагою 129 кг, отриманого з відходів інструментальної сталі, відповідав хімічному складу сталі Р6М5 [9].

Переплав електродів змінного перепину з регулярною геометрією, що моделювали відпрацьовані валки машин безперервного лиття, здійснювали з метою визначення умов за яких забезпечується підтримання стабільної глибини й профілю ванни рідкого металу протягом усього переплаву – а відтак стабільної якості металу зливка по його довжині. Було визначено, що продуктивність переплаву регулюється потужністю, що подається на витратний електрод. При цьому вплив потужності у ланцюгу кристалізатора на продуктивність переплаву не

значний, але він сильно впливає на форму ванни рідкого металу. Для підтримки стабільних параметрів ванни рідкого металу необхідно вести процес з постійною продуктивністю та стабільною щільністю струму на периферії шлакової ванни [10].

За результатами переплаву витратних електродів з відходів нікелевого сплаву визначено, що раціональний розподіл потужності між електродом і кристалізатором під час процесу становить 1/3. При цьому швидкість переплаву в середньому становила 80 кг/год. За розробленими режимами були виготовлені контрольні зливки довжиною 1,10 м і 1,25 м. Хімічний склад металу після ЕШП відповідав хімічному складу вихідного сплаву ЕП648. Втрата з окисненням високоактивних елементів Al й Ti в умовах експерименту не перевищувала 0,10 % і 0,15 % відповідно. Дослідні зливки були передані у виробництво де куванням з них виготовили кільця, які успішно пройшли контроль на відповідність чинним промисловим стандартам за якістю.

Експерименти з переплаву дрібних відходів легованого металу у струмопровідному кристалізаторі за безелектродною схемою показали, що за відсутності центрального електроду у шлаковій ванні має місце кільцевий пристінковий характер тепловиділення (рис. 2, б). Однак, за правильного вибору режиму переплаву температурне поле шлакової ванни всередині кристалізатора ефективно осереднюється за рахунок перемішування під впливом електромагнітного поля. За використання спеціальних засобів швидкістю руху ванни можна керувати зі зміною напрямку обертання. В ході експериментів була досягнута швидкості переплаву близько 45 кг/год. Висока якість поверхні зливків була досягнута за підведеної електричної потужності 175-200 кВА. Після переплаву сталь містила 17-18 % Cr та 9,0-9,3 % Ni.

Таким чином, проведені експериментальні дослідження підтвердили ефективність та довели доцільність застосування технології електрошлакового переплаву за двоконтурною схемою живлення зі струмопідвідним кристалізатором для рециклінгу відходів легованих сталей і нікелевих сплавів. Отримані в процесі досліджень зливки вирізняються високою якістю та придатні для подальшого використання у виробничому циклі.

Література:

1. Reuse and Recycling of By-Products in the Steel Sector: Recent Achievements Paving the Way to Circular Economy and Industrial Symbiosis in Europe / T. Branca, V. Colla, D. Algermissen, H. Granbom, U. Martini, A. Morillon, R. Pietruck, S. Rosendahl // Metals. – 2020. – Vol. 10. – 345. doi: 10.3390/met10030345

2. Xie J., Xia Z., Tian X., Liu Y. Nexus and synergy between the low-carbon economy and circular economy: A systematic and critical review // Environmental Impact Assessment Review. – 2023. – Vol. 100. – 107077. doi: 10.1016/j.eiar.2023.107077

3. What Do We Know About Metal Recycling Rates? / T. E. Graedel, J. Allwood, J. Birat, M. Buchert, C. Hagelüken, B. K. Reck, S. F. Sibley, G. Sonnemann // Journal of Industrial Ecology. – 2011. – Vol. 15. – N 3. – P. 355-366. doi:10.1111/j.1530-9290.2011.00342.x

4. Thermodynamics Analysis and Pilot Study of Reusing Medium and High Alloy Steel Scrap Using Induction Melting and Electroslag Remelting Process / L. Wu, K. Liu, H. Mei, G. Bao, Y. Zhou, H. Wang // Metals. – 2022. – Vol.12. – N 6. – 944. doi:10.3390/met12060944

5. Arh B., Podgornik B., Burja J. Electroslag remelting: a process overview // Materials and technology. – 2016. – Vol. 50. – N 6. – P. 971–978. doi: 10.17222/mit.2016.108

6. Mitchell A. Electrode manufacture for the remelting processes // Ironmaking & Steelmaking. – 2021. – Vol. 48. – N 5 – P. 505-513. doi: 10.1080/03019233.2020.1855690

7. Двухконтурная схема электрошлакового переплава расходуемого электрода / А.К. Цикуленко, И.А. Ланцман, Л.Б. Медовар, А.В. Чернец, В.Е. Шевченко, Б.Б. Федоровский, Ц.Ф. Грабовский, В.И. // Проблемы специальной электрометаллургии. – 2000. – № 3. – С. 16-20.

8. Medovar L., Stovpchenko G., Jianjun G. State of the art of electroslag refining and challenges in the control of ingot cleanness // 2th International Conference of Molten

Slags, Fluxes and Salts MOLTEN 2024 Proceedings. – Brisbane, AusIMM, 2024. – ID: P-04120-D5P7M3.

9. Рециклінг відпрацьованого некомпактного інструменту зі швидкоріжучої сталі способом електрошлакового переплаву / Є.О. Педченко, Ю.В. Костецький, Л. Петренко, Л.Б. Медовар // Сучасна електрометалургія. – 2022. – №3. – С.23-28. doi: 10.37434/sem2022.03.04

10. Electroslag remelting of variable cross-section electrodes using a two-circuit scheme / Ye. O. Pedchenko, V. L. Petrenko, Yu. V. Kostetskyi, G. O. Polishko, V. A. Zaitsev // Proceedings of the VIIth International Conference on Welding and Related Technologies WRT 2024, Yaremche. – CRC Press, 2025. – P. 25-28. doi: 10.1201/9781003518518-5

Кудін В. В.[1], Єфременко В. Г.[2], Бойчук Р. В.[1], Шалдін О. М.[1]
Голтвяниця В. С.[1], Матвейшин М. В.[1], Кармазін М. О.[1]
([1]НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя;
[2]Словацька академія наук, м. Кошице)

ТЕХНОЛОГІЇ ПІДВИЩЕННЯ ДОВГОВІЧНОСТІ ЛОПАТОК ГАЗОТУРБІННИХ ДВИГУНІВ ІЗ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ

E-mail: kudin@zp.edu.ua

Розвиток авіаційного газотурбобудування направлений на зростання робочих параметрів газотурбінних двигунів (ГТД) [1], яке супроводжується збільшенням рівня температур, питомої потужності, економічності та навантаженості деталей турбіни з одночасним підвищенням вимог до надійності та ресурсу роботи ГТД [2]. Надійність і тривалість роботи ГТД залежать від експлуатаційної довговічності деталей гарячого тракту турбіни: лопатки та соплові апарати. Основними сплавами для виготовлення цих деталей є високолеговані жароміцні сплави на нікелевій основі [3].

В сучасних авіаційних двигунах з тривалим ресурсом роботи (більше 10000 годин) використовуються лопатки з жароміцних нікелевих сплавів. Лопатки в процесі експлуатації зазнають впливу високих температур 760-975 ºС, статичних та динамічних напружень до 250 МПа. В складних умовах реальна експлуатаційна

довговічність лопаток з вказаних сплавів не перевищує 1500-2000 годин, потім вони знімаються з експлуатації [4]. Це призводить до багаторазової заміни комплектів лопаток та збільшення витрат на капітальні ремонти ГТД.

Експлуатаційна довговічність лопаток залежить від стабільності структури та властивостей жароміцних нікелевих сплавів. Поліпшення цих показників можливо шляхом вдосконалення технології виробництва лопаток додаванням раціональної кількості модифікаторів, розробкою технології їх введення та поліпшенням режиму термічної обробки. Досвід попередніх досліджень показує доцільність використання модифікаторів гафнію [5, 6, 7] та цирконію [8, 9].

В даній роботі досліджували вплив модифікування нікелевих сплавів гафнієм і цирконієм на структуру і властивості лопаток ГТД, розробляли технологію введення модифікаторів та вдосконалювали режим термічної обробки модифікованих сплавів. Використовували нікелеві сплави у вигляді литих заготовок, які мали хімічний склад (табл. 1). Сплави виплавляли у вакуумній індукційній установці УППФ-3М з основним тиглем місткістю 15 кг. Для модифікування розплавів використовували гафній-нікелеву (HfNi-10) та цирконій-нікелеву (ZrNi-85) лігатури, які дробилися до розмірів 0,2-1,0 мм. В сплав № 1 вводили 0,01-0,08 % цирконію, в сплав № 2 0,1-1,0 % гафнію та 0,02-0,09 % цирконію.

Таблиця 1 – Хімічний склад жароміцних сплавів на нікелевій основі

Вміст, %	**C**	**Ni**	**Cr**	**W**	**Co**	**Al**	**Ti**	**Mo**	**Nb**	**Fe**	**Si**	**Mn**
Сплав № 1	0,13-0,20	54,3-62,7	8,0-9,5	9,5-11,0	9,0-10,5	5,1-6,0	2,0-2,9	1,2-2,4	0,8-1,2	до 1,0	до 0,4	до 0,4
Сплав № 2	0,06-0,11	57,5-65,3	11,0-12,5	3,8-4,5	8,0-10,0	4,0-4,8	2,5-3,2	3,8-4,5	–	до 2,0	до 0,4	до 0,4

Плавки сплаві проводили при вакуумі 0,66-1,33 Па, нагрівали до температури 1600 °С і витримували 2 хвилини, при температурі 1580 ± 10 °С додавали

модифікатори і витримували 10-30 секунд. При температурі 1570 ± 10 °С модифіковані розплави заливали в нагріті до 950 °С електрокорундові керамічні форми, виготовлені за витоплювальними моделями. Виливки піддавали термічній обробці: нагрів до 1210 + 15 °С, витримка 4 години, охолодження на повітрі. Механічні властивості визначали згідно DIN EN ISO 6892-1 при температурі 20 °С на розривній машині WDW-600E. Довготривалу міцність визначали згідно DIN EN ISO 6892-2 при температурах 750 °С, 850 °С, 975 °С на машині KAPPA DS. Мікроструктуру сплавів досліджували на оптичному мікроскопі NEOPHOT 32, електронному мікроскопі JEOL JSM-IT810 та електронно-зондовому мікроаналізаторі JEOL JXA-8230 [10].

Технологія введення модифікаторів фракцією 0,2-1,0 мм показала, що витримка рідкого розплаву впродовж 10-30 секунд забезпечувала рівномірний розподіл елементів по всьому об’єму металу та максимальне засвоєння 94-98 %. Витримка менше 10 секунд недостатня для рівномірного розподілу по об’єму металу та повного розчинення. При витримці більше 30 секунд зменшувався відсоток засвоєння та втрачалася модифікуюча дія.

Металографічний аналіз макроструктури лопаток показав, що введення гафнію та цирконію в нікелеві сплави сприяло зменшенню середнього розміру макрозерна (рис. 1), кількості та розмірів крихкої складової у вигляді фасеток внутрішньо зеренного сколу.

Модифікування лопаток гафнієм та цирконієм зменшувало розміри дендритних осередків та відстані між осями дендритів, дробленню гілок карбідів типу «китайських ієрогліфів» та їх глобуляризації. Збільшення вмісту гафнію та цирконію призводило до глобуляризації більшості карбідів (рис. 2).

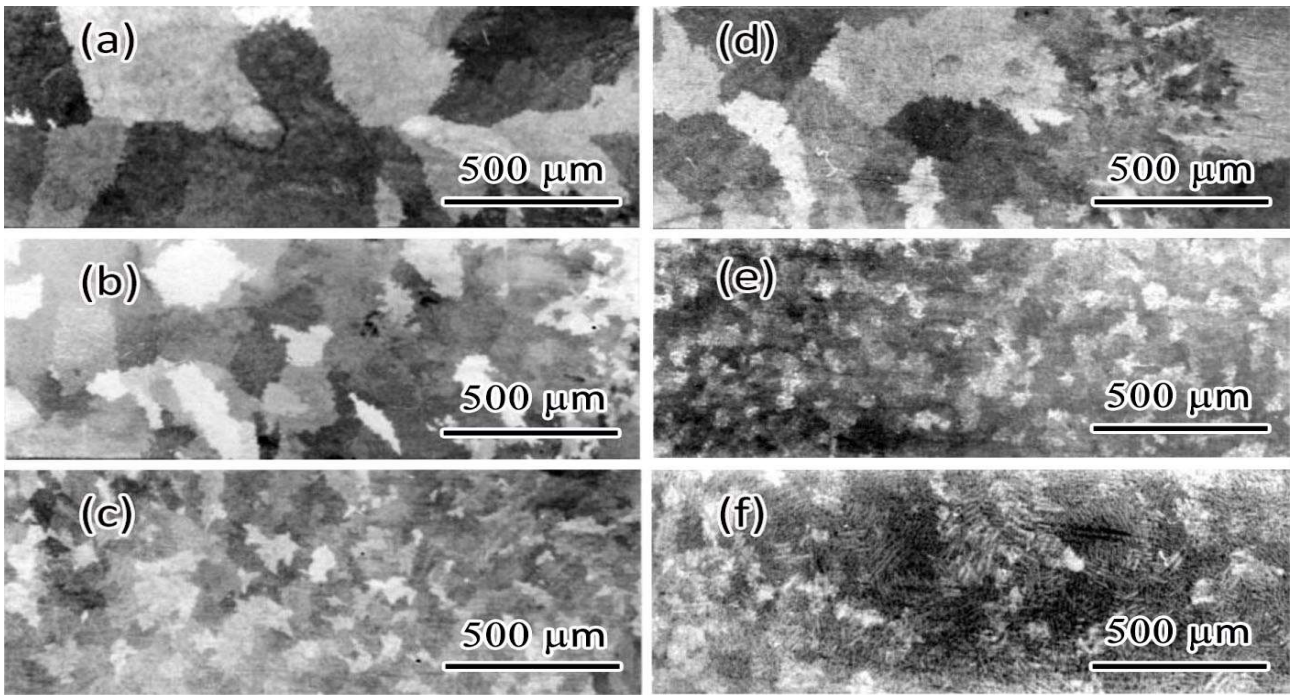


Рис. 1. Макроструктура нікелевого сплаву № 1, модифікованого гафнієм та цирконієм: (a) без модифікаторів, (b) 0,445 % Hf, (c) 1,267 % Hf, (d) 0,048 % Zr, (e) 0,224 % Zr, (f) 0,387 % Zr

Рентгеноспектральний мікроаналіз сплавів модифікованих гафнієм показав, що карбіди округлої форми містять (Hf, Ti, Nb, W) C (рис. 3, a). Утворення глобулярних карбідів обумовлено високими карбідоутворюючими властивостями гафнію, що перевищує карбідоутворення Ti, Nb, W. Введення гафнію розширювало інтервал кристалізації, що сприяло глобуляризації та збільшенню розмірів карбідів (рис. 4, c). Карбіди (Hf, Ti, Nb, W) C оточені зміцнюючої γ′-фазою є ефективними зміцнювачами міжзеренних кордонів.

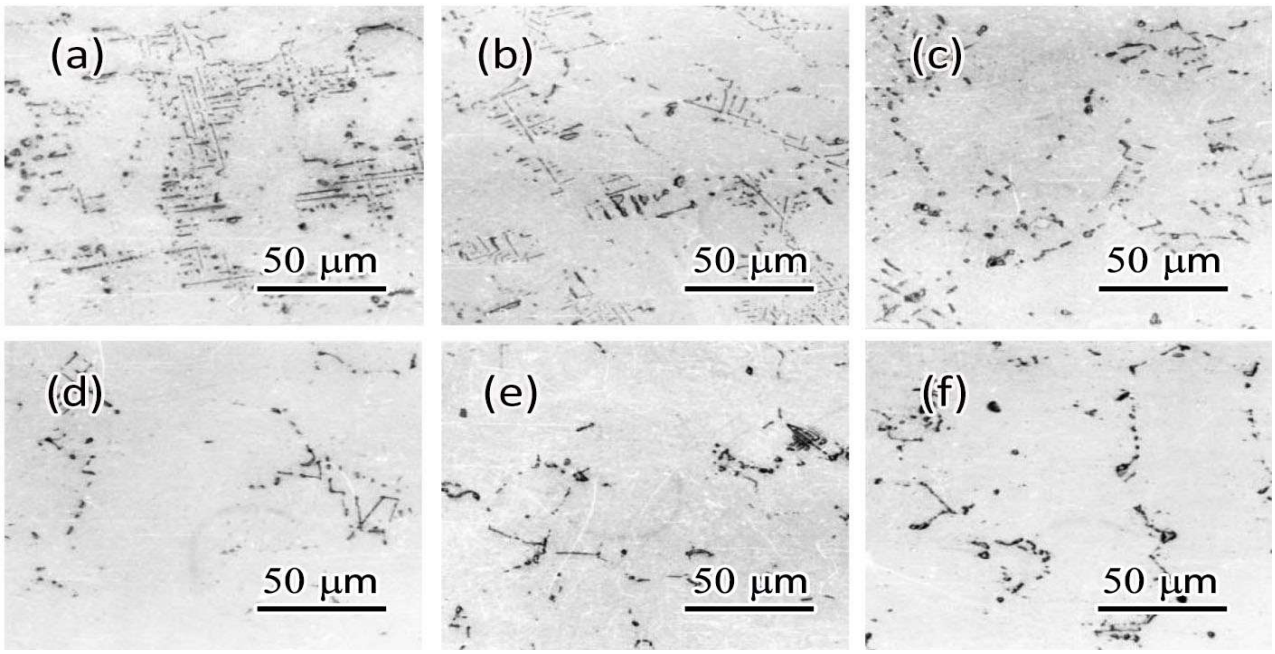


Рис. 2. Мікроструктура та карбіди в сплавах № 1 (a, b, c) та № 2 (d, e, f), модифікованих гафнієм та цирконієм: (a, d) без модифікаторів, (b) 0,445 % Hf, (c) 0,387 % Zr, (e) 0,681 % Hf, (f) 0,362 % Zr

В сплаві № 1 модифікованим гафнієм, спостерігалися карбіди кубічної форми, що мали змінний хімічний склад. Центральні ділянки збагачені гафнієм та титаном, крайні ніобієм та вольфрамом (рис. 3, b). При кристалізації на зародку карбіду (Hf, Ti) C росте карбід (Nb, W) C, що обумовлено термодинамічними властивостями утворення карбідів. Дослідження карбідів нікелевих сплавів № 1 та № 2 модифікованих гафнієм показало, що середній розмір карбідів збільшувався при підвищенні вмісту гафнію. Кількість карбідів збільшилась в 1,6 рази, середній розмір в 1,5 рази (рис. 4, c).

При вмісті в нікелевих сплавах цирконію спостерігалися карбіди хрестоподібної форми (рис. 3, c). Рентгеноспектральний мікроаналіз показав, що карбіди такої форми містять (Zr, Nb, W, Ti) C. Кількісним аналізом встановлено, що збільшення вмісту цирконію підвищило середній розмір карбідів в сплаві № 1 з 4,7 мкм до 6,5 мкм, в сплаві № 2 з 5,2 мкм до 7,1 мкм (рис. 4, c). Гафній та цирконій, входячи до складу карбідних фаз, сприятливо змінювали морфологію, збільшували кількість та середній розмір карбідів.

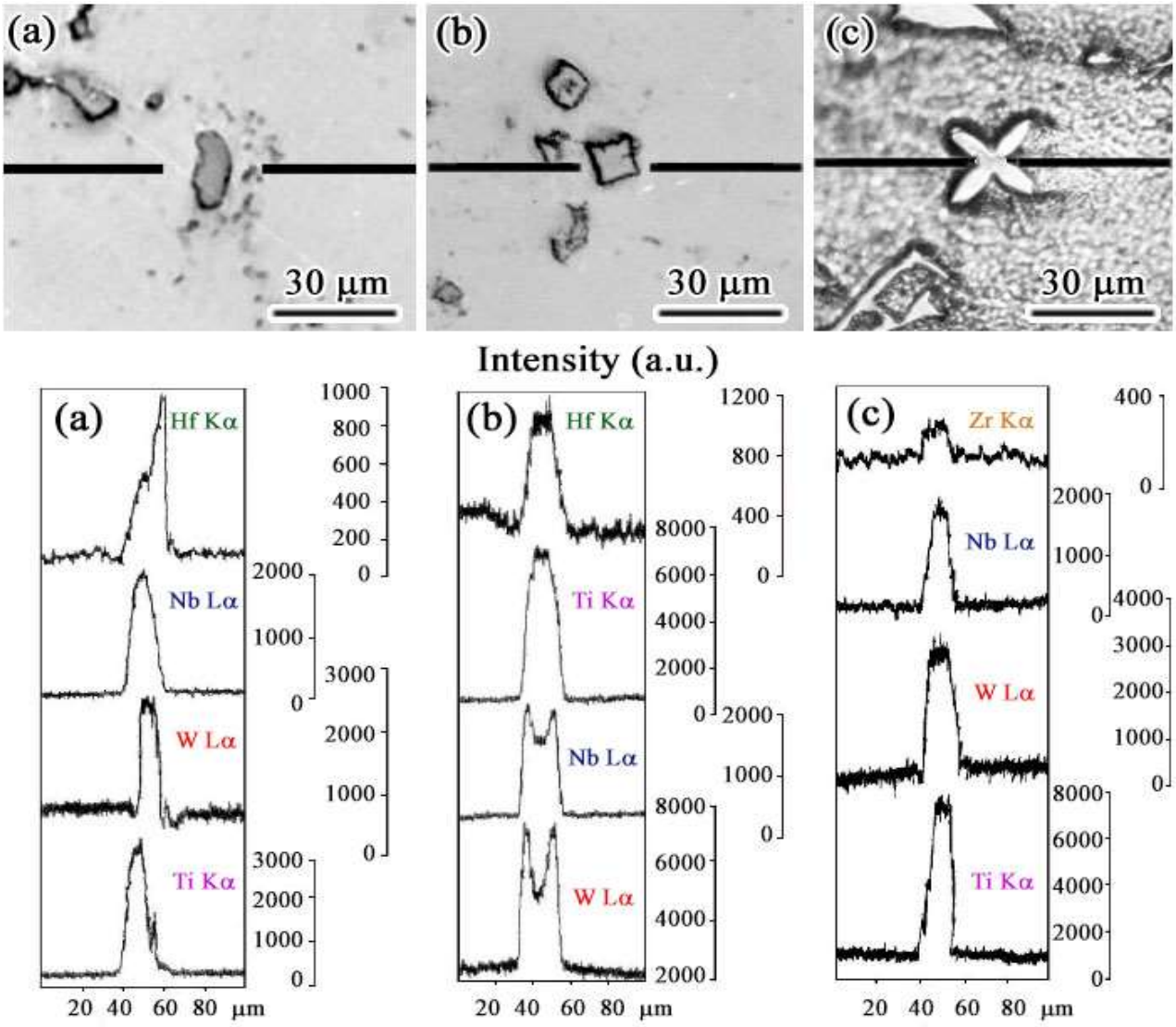


Рис. 3. Рентгеноспектральний мікроаналіз карбідів сплавів модифікованих гафнієм та цирконієм: (a) глобулярні, (b) кубічні, (c) хрестоподібні

В мікроструктурі сплавів № 1 та № 2 виділялася евтектична (γ+γ′)-фаза у міжвісних просторах та на межах зерен у вигляді цілісних конгломератів «пелюсток» (γ+γ′)-фази і прожилок γ-фази (рис. 5). Модифікування сплавів гафнієм та цирконієм призводило до зміни її морфології, кількості та розмірів. Кількісна оцінка евтектичної (γ+γ′)-фази показала, що середній розмір фази збільшувався з підвищенням вмісту гафнію. В сплавах № 1 та № 2 модифікованими гафнієм кількість збільшилася в 2 рази, середній розмір 1,6 рази. Модифікування сплавів цирконієм збільшувало вміст, але зменшувало середній розмір (γ+γ′)-фази з 20 до 16 мкм (рис. 4, b).

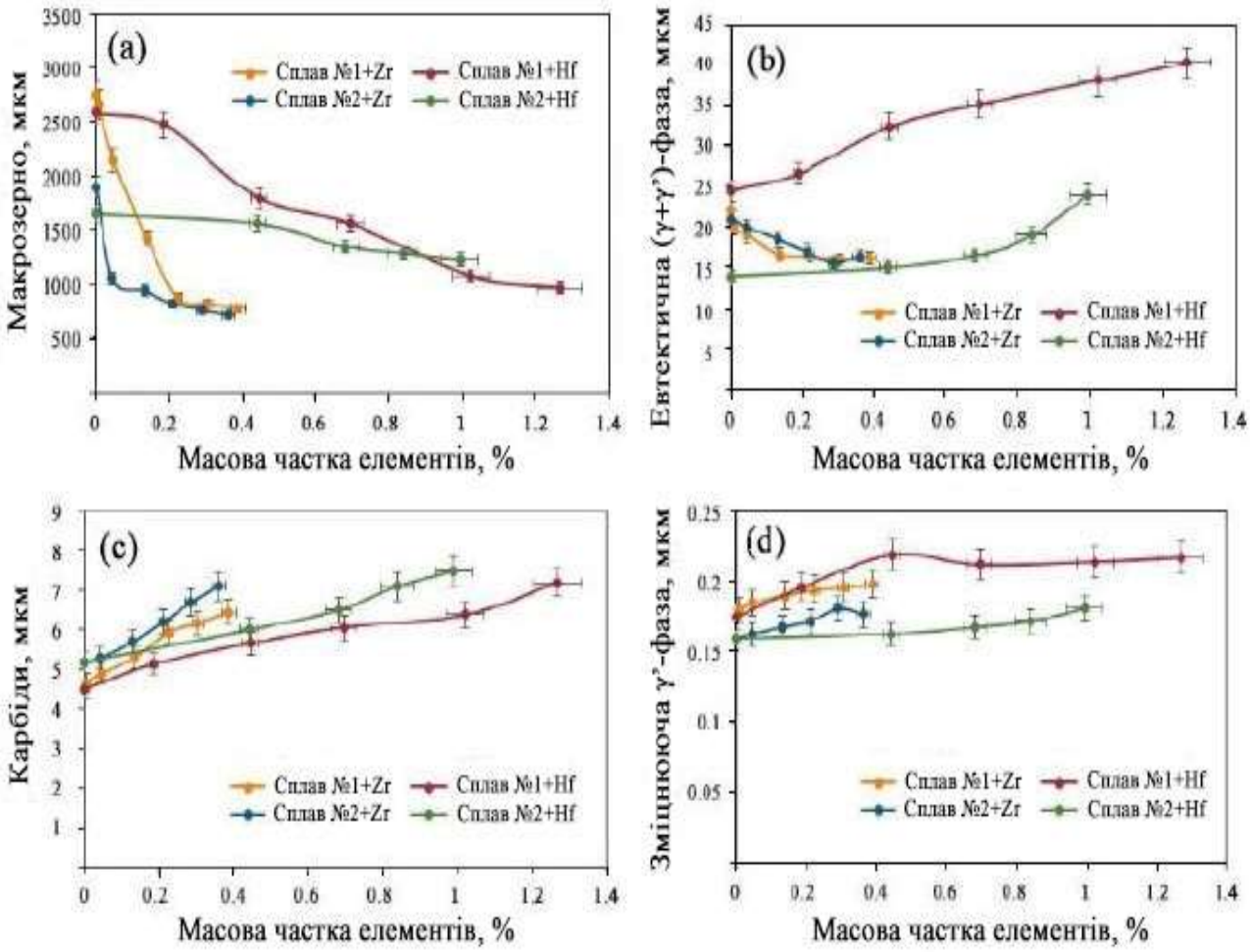


Рис. 4. Розміри складових сплавів модифікованих гафнієм та цирконієм: (a) макрозерно, (b) евтектична (γ+γ′)-фаза, (c) карбіди, (d) зміцнююча γ′-фаза

Розробили вдосконалену технологію виробництва лопаток з жароміцного нікелевого сплаву № 1, якою передбачено модифікування цирконієм та використанням раціонального режиму термічної обробки. Цирконій вводили в рідкий метал від 0,01 до 0,08 %. Випробування механічних властивостей лопаток із сплаву № 1 показали, що виливки модифіковані 0,03-0,05 % цирконію мали максимальні значення міцності, подовження, ударної в'язкості при 20 ºС та тривалої міцності при температурах 760 ºС та 975 ºС (табл. 2).

При модифікуванні цирконієм в кількості 0,01 % та 0,02 % відбувалось незначне підвищення механічних і жароміцних властивостей. Введення 0,06 % цирконію і більше, підвищувало фізико-механічні властивості виливків в

порівнянні з немодифікованим металом, однак їх значення були нижчі, ніж при модифікуванні 0,03-0,05 % цирконію (табл. 2).

Таблиця 2 – Властивості лопаток сплаву № 1 модифікованого цирконієм

Масова частка цирконію, %	Механічні властивості при 20 ºС			Тривала міцність, МПа	
	$\sigma_в$, МПа	δ, %	KCU, кДж/м^2	σ_{1000}^{760}	σ_{100}^{975}
Немає	972	4,0	290,2	153	184
0,01	968	4,4	290,5	160	188
0,02	975	4,7	300,2	203	190
0,03	1003	5,2	300,8	290	258
0,04	1010	5,4	311,6	350	227
0,05	996	6,0	310,5	267	198
0,06	980	5,0	310,2	258	169
0,08	984	5,2	310,4	271	135

Зміни фізико-механічних властивостей та мікроструктури лопаток оцінювали не тільки в залежності від вмісту цирконію, також від різних режимів термічної обробки. З метою надання максимальних механічних і жароміцних властивостей лопаткам із нікелевого сплаву № 1 модифікованого цирконієм в кількості 0,03-0,05 % їх піддавали декільком режимам термічної обробки. Результати випробувань показали, що найбільший вплив на підвищення властивостей лопаток, мав наступний режим термічної обробки: нагрів до 1230 ± 5ºС, витримка 4 години, охолодження на повітрі (табл. 3).

В мікроструктурі сплавів виділялася евтектична (γ+γ′)-фаза у міжвісних просторах та на межах зерен у вигляді цілісних конгломератів «пелюсток» (γ+γ′)-фази і прожилок γ-фази (рис. 5). Модифікування сплавів гафнієм та цирконієм призводило до зміни її морфології, кількості та розмірів. Кількісна оцінка евтектичної (γ+γ′)-фази показала, що розмір фази збільшувався з підвищенням вмісту гафнію. В сплавах № 1 та № 2 модифікованими гафнієм кількість збільшилася в 2 рази, середній розмір 1,6 рази. Модифікування сплавів

цирконієм збільшувало вміст, але зменшувало середній розмір (γ+γ′)-фази з 20 до 16 мкм (рис. 4, b).

Таблиця 3 – Властивості лопаток сплаву № 1 після термічної обробки

Режим термічної обробки	Механічні властивості при 20 ºС			Тривала міцність, МПа	
	$\sigma_в$, МПа	δ, %	KCU, кДж/м^2	σ_{1000}^{760}	σ_{100}^{975}
Нагрів 1210 ºС	1010	5,4	291,6	350	227
Нагрів 1220 ºС	1012	5,5	292,4	378	260
Нагрів 1225 ºС	1015	5,8	293,0	395	310
Нагрів 1230 ºС	1026	6,0	296,3	417	334
Нагрів 1235 ºС	1018	5,7	295,8	403	322
Нагрів 1240 ºС	990	5,2	292,6	345	255

Металографічні дослідження мікроструктури лопаток показали, що термічна обробка по режиму: нагрів до 1230 ± 5ºС, витримка 4 години, охолодження на повітрі сприяла зменшенню кількості евтектичної (γ+γ′)-фази завдяки частковому розчиненню в γ-твердому розчині.

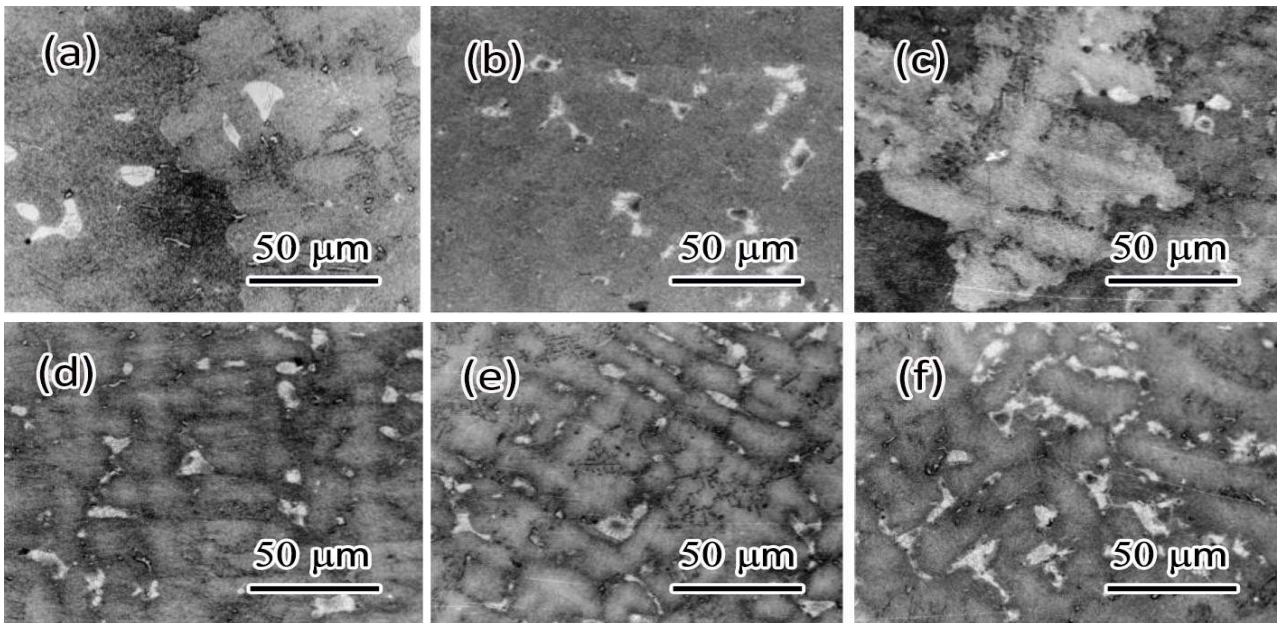


Рис. 5. Мікроструктура нікелевого сплаву № 1 модифікованого цирконієм: (a) без Zr, (b) 0,048 % Zr, (c) 0,138 % Zr, (d) 0,224 % Zr, (e) 0,307 % Zr, (f) 0,387 % Zr

Термічна обробка призводила до збільшення розмірів зміцнюючої γ′-фази в осях і міжосних просторах дендритів та вирівнюванню за хімічним складом в об’ємі металу (рис. 6). Термічна обробка лопаток з витримкою при температурі нижче 1225 ºС недостатня для рівномірного вирівнювання розмірів γ′-фази. Підвищення температури вище 1235 ºС призводило до появи «структур оплавлення», які зменшували фізико-механічні властивості лопаток. Кількісний аналіз зміцнюючої γ′-фази сплавів № 1 та № 2 показав, що модифікування гафнієм та цирконієм збільшувало її середній розмір (рис. 4, d).

Розробили вдосконалену технологію виробництва лопаток з жароміцного нікелевого сплаву № 2, який додатково містить гафній та цирконій. Механічні випробування показали, що стабільними і достатньо високими значеннями межі міцності, відносного подовження, ударної в’язкості при 20 ºС і тривалої міцності при температурі 850 ºС мали лопатки, які містять 0,4-0,7 % гафнію та 0,03-0,06 % цирконію (табл. 4).

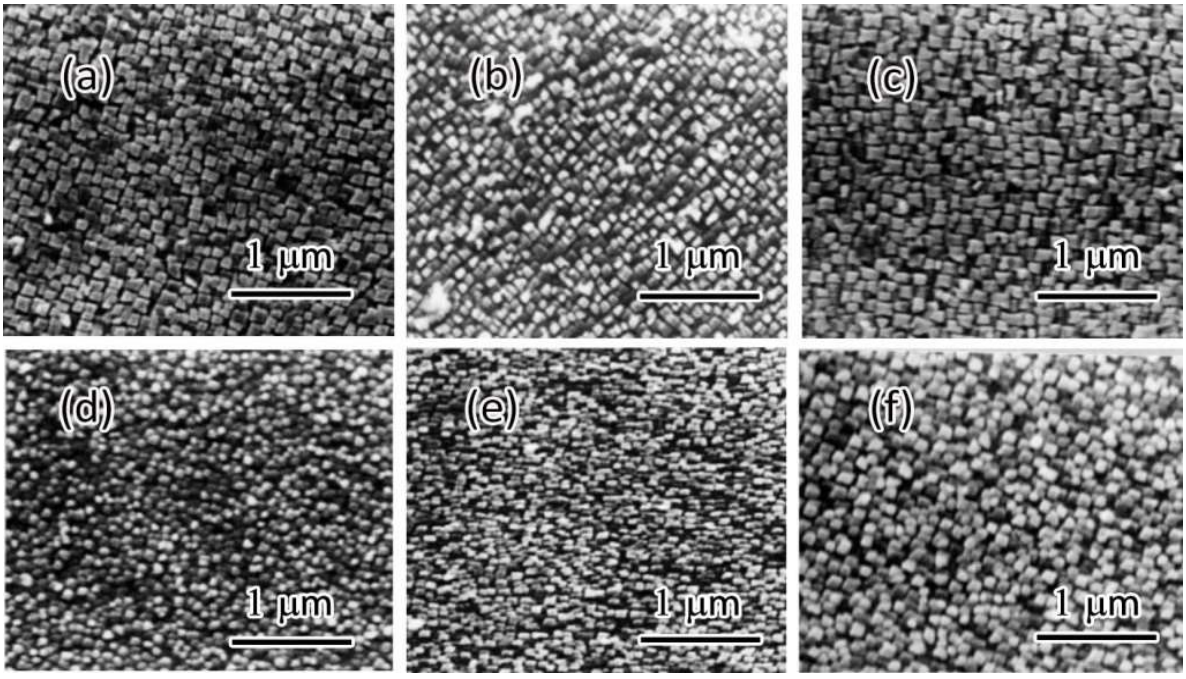


Рис. 6. Морфологія зміцнюючої γ′-фази сплавів № 1 (a, b, c) та № 2 (d, e, f), модифікованих гафнієм та цирконієм: (a, d) без модифікаторів, (b) 0,048 % Zr, (c) 0,445 % Hf, (e) 0,046 % Zr, (f) 0,839 % Hf

Розробили вдосконалену технологію виробництва лопаток з жароміцного нікелевого сплаву № 2, який додатково містить гафній та цирконій. Механічні випробування показали, що стабільними і достатньо високими значеннями межі міцності, відносного подовження, ударної в'язкості при 20 ºС і тривалої міцності при температурі 850 ºС мали лопатки, які містять 0,4-0,7 % гафнію та 0,03-0,06 % цирконію (табл. 4).

Таблиця 4 – Властивості лопаток сплаву № 2 з гафнієм та цирконієм

Масова частка елементів %		Механічні властивості при 20 °С			Тривала міцність, МПа
Hf	Zr	$\sigma_в$, МПа	δ, %	KCU, кДж/м^2	σ_{1000}^{850}
–	–	972	7,8	298,0	107
0,1	0,02	985	8,3	299,4	108
0,3	0,02	993	9,4	300,7	112
0,4	0,03	1012	10,8	303,5	116
0,5	0,04	1035	11,6	310,3	125
0,6	0,05	1056	12,0	308,2	138
0,7	0,06	1043	11,4	306,5	123
0,8	0,08	1028	10,8	296,4	115
1,0	0,09	1016	11,2	280,8	104

Металографічний аналіз показав, що вміст у лопатках 0,4-0,7 % гафнію і 0,03-0,06 % цирконію призводив до зменшення середнього розміру макрозерна (рис. 4, a), кількості та розмірів крихкої складової у вигляді фасеток внутрішньо зеренного сколу, дендритних осередків і відстані між вісями дендритів другого порядку, глобуляризації плівкових карбідів. Кількісна оцінка мікроструктури показала, що вміст гафнію 0,4-0,7 % та цирконію 0,03-0,06 % забезпечувало збільшення кількості структурних фаз: евтектичної (γ+γ′)-фази (рис. 4, b), карбідів (рис. 4, c) та зміцнюючої γ′-фази (рис. 4, d).

Розроблена технологія виробництва лопаток ГТД з жароміцного нікелевого сплаву № 1 модифікованого цирконієм та вдосконаленим режимом термічної

обробки підвищила межу міцності деталей на 5 %, відносне подовження в 1,5 рази, ударну в'язкість в 1,3 рази, тривалу міцність при 975 °С в 1,8 рази, при 760 °С в 2,7 рази. Розроблена технологія виробництва лопаток з жароміцного нікелевого сплаву № 2, що містить гафній та цирконій, підвищила межу міцності деталей на 7 %, відносне подовження на 50 %, ударну в'язкість на 100 % і тривалу міцність при 850 °С на 20 %. Розроблені технології модифікування жароміцних нікелевих сплавів гафнієм та цирконієм та вдосконаленим режимом термічної обробки дозволяють забезпечити більш високий рівень фізико-механічних властивостей лопаток, збільшити термін служби деталей гарячого тракту, що в цілому підвищить експлуатаційну довговічність роботи газотурбінних двигунів.

Література

1. Патон Б., Халатов А., Костенко Д., Білека Б., Письменний О., Боцула А., Парафійник В., Коняхін В. Концепція (проект) державної науково-технічної програми «Створення промислових газотурбінних двигунів нового покоління для газової промисловості та енергетики». Вісник НАН України. 2008. № 4. С. 3-9. ISSN 2518-1203. https://doi.org/10.15407/visn.

2. Гайдук С.В., Бєліков С.Б. Наукові основи проектування ливарних жароміцних нікелевих сплавів з необхідним комплексом службових властивостей. Запоріжжя, ЗНТУ. 2017. 80 с. ISBN: 978-617-529-160-3.

3. Клочихін В.В, Наумик В.В. Удосконалення технологічних процесів одержання жароміцних нікелевих сплавів для турбінних лопаток з використанням ливарного повернення. Матеріалознавство та технології. 2019. С. 1454-1458. https://doi.org/10.7449/2019/MST_2019_1454_1458.

4. Mauro M. de Oliveira, Antônio A. Couto, Gisele F.C. Almeida, Danieli A.P. Reis, Nelson B. de Lima, Renato Baldan. Mechanical behavior of Inconel 625 at elevated temperatures. Metals, 2019. 9 (3), 301. https://doi.org/10.3390/met9030301.

5. Гайдук С.В., Кононов В.В. Дослідження гафнію на фазовий склад ливарного жароміцного корозійностійкого нікелевого сплаву із застосуванням

методу пасивного експерименту. Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. 2014. № 1. С. 45-51. ISSN 1607-6885.

6. Лисенко Н.А., Кудін В.В., Клочихін В.Г., Цивірко Е.І. Жароміцні нікелеві сплави, модифіковані гафнієм та цирконієм. Металознавство та термічна обробка металів. 1999. Том 41 (12). С. 531-537. https://doi.org/10.1007/BF02466546.

7. Тихомирова Т.В., Гордієнко Е.І., Бехтер Р.В., Подобний О.В. Морфологія і топографія карбідної фази при легуванні сплаву ЖС3ДК-ВІ гафнієм і танталом. Авіаційно-космічна техніка і технологія, 2022. № 4 спецвипуск 2 (182). С. 108-113. https://doi.org/10.32620/aktt.2022.4sup2.16.

8. Цивірко Е.І, Лисенко Н.О., Клочихін В.Г., Жеманюк П.Д. Легування та модифікування нікелевих сплавів цирконієм. Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. 2007. № 2. С. 22-29. ISSN 1607-6885.

9. Лисенко Н.А., Кудін В.В., Долгов Б.В., Цивірко Є.І. Модифікування ливарних жаростійких нікелевих сплавів цирконієм. Металознавство та термічна обробка металів, 1998. Том 40 (3). С. 103-106. https://doi.org/10.1007/BF02467468.

10. Notoya S. Development of a New Field Emission Electron Probe Microanalyzer JXA-8530 Plus. Jeol News, 2017. Vol. 52 № 1. P. 58-60. ISSN 1349-6832.

Кусков Ю. М.[1], Фесенко М. А.[2]
(*[1]ІЕЗ ім. Є. О. Патона, Київ; [2]ДУІКТ, Київ*)

ДОСВІД ОТРИМАННЯ КОМПОЗИТНОГО МЕТАЛУ З ВКЛЮЧЕННЯМИ КАРБІДУ КРЕМНІЮ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОЮ НАПЛАВКОЮ В СТРУМОПІДВІДНОМУ КРИСТАЛІЗАТОРІ

E-mail: fesmak@ukr.net

Підвищену зносостійкість наплавленого металу за різних умов експлуатації можна забезпечити за допомогою формування у ньому композитної структури. Така структура відповідає принципу Шарпі: розташування твердих частинок відносно м'якої матриці. В якості таких структурних складових можуть стати хромистий чавун у вигляді матриці і карбід кремнію, як зміцнююча фаза.

Хромистий чавун є досить поширеним матеріалом, що часто використовується як у ливарній, так і зварювальній практиці виготовлення зносостійких елементів. Карбід кремнію являє собою відносно дешеве тверде тугоплавке з'єднання з наступними теплофізичними властивостями: щільність – 3,2 г/см^3, $t_{пл}$ = 2827 °С, область температурної стійкості – до 2100 °С, мікротвердість 250-350 МПа (для порівняння мікротвердість карбіду хрому становить всього 165 МПа). За своїми властивостями карбід кремнію цілком може бути використаний при електрошлаковій наплавці (ЕШН), хоча його щільність близька до щільності шлаку (2,2-2,5 г/см^3), що застосовується при наплавлені.

Метою роботи було одержання біметалевих заготовок електрошлаковим способом з наплавленним шаром композитного металу у двосекційному струмопідвідному кристалізаторі (ТПК) квадратного перерізу при відносно великій площі поверхні, що наплавляється – 250×250 мм.

Було прийнято наступну схему наплавлення. На робочу поверхню заготовки товщиною 14 мм укладали робочу наплавлену суміш, яка складається з гранул хромистого чавуну (26-28 % Cr), пропущених через сито діаметром 2 мм, з додванням у неї у певному співвідношенні порошку чорного карбіду кремнію (розмір F70) хлористого калію.

Останній служив поверхнево-активним компонентом для забезпечення змочування частинок карбіду кремнію рідким чавуном. В якості робочого флюсу використовували АНФ-29. Початок наплавлення здійснювали за допомогою рідкого старту, тобто. наведення шлакової ванни відбувалося в окремому пристрої, після чого вона заливалася в робочий об'єм кристалізатора.

Завдяки особливій конструкції ТПК шлакова ванна, що має температуру 1450-1500 °С, після заливання в кристалізатор відразу ж починала обертатися, створюючи рівномірне теплове поле в об'ємі ванни. Після чотирьох хвилинної витримки процес наплавлення припиняли.

В результаті був наплавлений шар товщиною 10 мм, проте він не сформувався по всій наплавленої поверхні заготовки, особливо в її центральній частині.

Порізка заготовки металу дозволила встановити отримання мінімального проплавлення основного металу. Макротвердість наплавленого металу за його товщиною становила 64-65 HRA.

Висновки:

1. Встановлено можливість отримання композитного металу (хромистій чавун + карбід кремнію) за допомогою ЕШЛ у ТПК.

2. Якість формування наплавленого шару та його сплавлення з основним металом по всій наплавленій поверхні визначається розмірами цієї поверхні.

3. Розміри шару, що наплавляється, можуть бути збільшені за рахунок прогріву її центральної частини шляхом введення в шлакову ванну додаткового невитратного електрода, наприклад графітового.

4. Твердість наплавленого металу можна регулювати за рахунок зміни маси частинок карбіду кремнію, що вводиться в наплавну суміш.

Лавренюк А. О.
(ВНТУ, м. Вінниця)

ПРОГРАМНЕ ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ ДЛЯ КЕРУВАННЯ РОБОЧИМИ ОРГАНАМИ СПЕЦАВТОМОБІЛІВ-СМІТТЄВОЗІВ

E-mail: arsenlavreniuk@gmail.com

Швидке зростання міського населення та збільшення обсягів твердих побутових відходів зумовили необхідність модернізації систем збору та утилізації сміття. Серед критично важливих компонентів цього процесу модернізації є розробка інтелектуальних систем, що забезпечують точну та безпечну роботу механізмів сміттєвозів [1]. Програмне забезпечення для керування робочими органами сміттєвозів відіграє важливу роль в автоматизації збору відходів, підвищенні операційної ефективності та мінімізації впливу на навколишнє середовище. У цій роботі наведено вичерпний огляд такого програмного забезпечення, враховуючи його структуру, функціональність та технологічну актуальність у контексті сучасних інженерних тенденцій.

Програмне забезпечення для керування робочими органами сміттєвозів є одним із найдинамічніших та технологічно найскладніших сегментів у сфері міської автоматизації та розумної логістики [2]. Це програмне забезпечення відіграє вирішальну роль у забезпеченні ефективного, безпечного та інтелектуального управління механічними та електромеханічними системами, які дозволяють сміттєвозам виконувати свої функції [3]. Результати дослідження, представлені нижче, демонструють поточний стан, тенденції та перспективи цих програмних систем, які розвиваються у відповідь на зростання міст, цифровізацію та вимоги сталого розвитку.

Сучасні програмні платформи для автоматизації сміттєвозів розроблені як вбудовані системи з обмеженнями реального часу. Ці платформи зосереджені навколо промислових мікроконтролерів або SoC-блоків, які повинні обробляти одночасний збір даних датчиків, керування виконавчими механізмами, протоколи безпеки та зв'язок з віддаленими службами [4-6]. Програмне забезпечення відповідає за керування складних послідовностей механічних рухів, включаючи точне підняття, нахил, спорожнення [7], ущільнення [8] та викидання відходів з контейнерів різних типів і розмірів [9]. Це вимагає розробки тісно інтегрованих програмно-апаратних циклів на основі принципів об'єднання датчиків та теорії керування.

Проектування системи починається з ретельного моделювання операційних сценаріїв з використанням середовищ моделювання, таких як MATLAB/Simulink або ANSYS Twin Builder. Кожен робочий орган, такий як підйомники контейнерів, гідравлічні преси [10-12] або механізми задніх дверей, моделюється цифровим способом для оцінки кінематики [13], розподілу навантаження, точок напруження та моделей споживання енергії. На основі цих моделей розробники створюють алгоритми керування, які є не тільки функціонально точними, але й енергоефективними та відповідають стандартам функціональної безпеки, таким як ISO 26262 та IEC 61508. Програмне забезпечення включає кілька режимів роботи, таких як ручне керування, повністю автономне секвенування та напівавтоматичні цикли, залежно від контексту та введення оператора.

Інтеграція датчиків є наріжним каменем цих систем. Датчики тиску забезпечують належну силу ущільнення, не пошкоджуючи механічну раму. Датчики наближення [14] та LiDAR запобігають зіткненням з перешкодами або людьми в робочій зоні вантажівки [15]. Акселерометри допомагають збалансувати динамічні навантаження та покращити маневреність. Камери та системи комп'ютерного зору допомагають у розпізнаванні та вирівнюванні контейнерів, гарантуючи, що піднімаються та спорожняються лише визначені контейнери. Ці потоки даних обробляються локально на модулях периферійних обчислень, за підтримки механізмів штучного інтелекту, де це можливо.

Архітектура програмного забезпечення зазвичай є багаторівневою, з рівнем абстракції апаратного забезпечення (HAL), службами проміжного програмного забезпечення та логікою додатків, що знаходяться зверху. Зв'язок між компонентами відповідає детермінованим протоколам, таким як CANopen, J1939 або Ethernet TSN. Модульність програмного забезпечення дозволяє створювати різні конфігурації на основі моделі вантажівки, специфікацій клієнта або регіональної політики управління відходами. Ця адаптивність є вирішальною при роботі з різноманітними географічними та регуляторними контекстами, від європейських екозон зі суворим контролем викидів до густонаселених азійських міст з обмеженими маршрутами збору.

Що стосується управління енергією, перехід до гібридних та електричних сміттєвозів вимагав розробки програмного забезпечення, здатного до динамічного бюджетування енергії [16]. Програмне забезпечення координує потік енергії між приводними двигунами, гідравлічними насосами [17-20], системами управління акумуляторами та підсистемами опалення/охолодження. Рекуперативне гальмування ретельно керується, щоб надати пріоритет підзарядці акумулятора без шкоди для ефективності гальмування. Інтелектуальне планування навантаження гарантує, що операції з високою потужністю, такі як ущільнення, відкладаються, якщо заряд акумулятора нижче критичного порогу, тим самим розширюючи робочий діапазон.

Ще однією важливою сферою є функціональна безпека. Програмне забезпечення повинно прогнозовано реагувати на системні несправності, будь то через відмову датчика, деградацію виконавчих механізмів чи втрату зв'язку. Режими безпеки реалізуються на кількох рівнях, а сторожові пристрої безпеки постійно контролюють стан системи. Діагностика в режимі реального часу реєструється та аналізується для виявлення ранніх ознак зносу або відмови. У передових системах під час розробки використовуються аналіз дерева несправностей та моделі небезпек для превентивного усунення потенційних ризиків [21]. Ці підходи узгоджуються з методологіями розробки критично важливих для безпеки систем, що використовуються в авіаційній та автомобільній промисловості.

Основним напрямком досліджень є взаємодія між оператором та системою. Людино-машинні інтерфейси (HMI) еволюціонували від простих кнопкових панелей до повністю інтерактивних графічних інтерфейсів з багатомовною підтримкою, сенсорним керуванням та жестовими або голосовими командами. Ці інтерфейси забезпечують не тільки оперативний контроль, але й підтримку навчання, дозволяючи новим операторам імітувати послідовності робочих органів [22] у віртуальному режимі, перш ніж активувати їх на фізичному транспортному засобі. Це зменшує кількість помилок та підвищує впевненість операторів [23, 24].

Програмне забезпечення також сприяє зв'язку в режимі реального часу з центральними серверами або муніципальними базами даних. Телеметричні дані, такі як часові позначки збору, ідентифікація типу відходів, тенденції гідравлічного навантаження [25, 26] та стан технічного обслуговування, завантажуються через захищені мобільні мережі. Дистанційна діагностика та оновлення по бездротовій мережі (OTA) забезпечуються через захищені завантажувачі та зашифровані канали, що забезпечує цілісність програмної екосистеми транспортного засобу. Інтеграція з муніципальними платформами «Розумного міста» дозволяє оптимізувати маршрут на основі даних про дорожній рух у реальному часі та рівня

заповнення контейнерів, що дозволяє динамічно коригувати маршрут, що підвищує ефективність та зменшує витрату палива.

Адаптивність до навколишнього середовища є ще однією ключовою особливістю. Програмне забезпечення повинно враховувати екстремальні коливання температури, від мінусових зим у Північній Європі до тропічної спеки в Південно-Східній Азії. Алгоритми повинні адаптувати гідравлічні таймінги та обмеження потужності на основі в'язкості рідини, продуктивності акумулятора та механічного розширення/стискання. Деякі системи містять модулі самонавчання, які з часом коригують поведінку системи на основі місцевих кліматичних моделей та градієнтів рельєфу.

Кібербезпека викликає все більше занепокоєння, особливо оскільки сміттєвози стають підключеними вузлами в муніципальних мережах Інтернету речей. Програмне забезпечення повинно захищати від таких загроз, як віддалене захоплення, впровадження шкідливого програмного забезпечення, крадіжка даних або відмова в обслуговуванні. Безпечні методи кодування, тестування на проникнення та моделювання загроз є частиною процесу розробки. Модулі довіреної платформи (TPM) та модулі апаратної безпеки (HSM) все частіше використовуються для захисту прошивки, ключів та процесів завантаження [27, 28].

Однією з проблем є відсутність універсальних стандартів. Хоча існує кілька регіональних або промислових стандартів для систем керування транспортними засобами, немає глобального стандарту, який би спеціально регулював програмне забезпечення для робочих органів сміттєвозів. Це створює труднощі для сумісності та масштабованості. Однак, зусилля зі стандартизації тривають, і робочі групи з ISO, IEEE та галузевих консорціумів прагнуть визначити специфікації для модульних, сумісних програмних платформ.

За цими програмними системами також стоїть сильна екологічна мотивація. Ефективна експлуатація зменшує час простою, непотрібні цикли ущільнення та витрату палива. Розумні маршрути збору зменшують викиди CO_2 та міський шум. Деякі системи можуть аналізувати розподіл типів відходів [29] та співвідносити його з даними GPS для виявлення закономірностей у поведінці громадськості, що

сприяє кращому плануванню політики щодо відходів або освітніх кампаній [30]. Крім того, громадянам можна надавати зворотний зв'язок у режимі реального часу щодо практики переробки через підключені додатки.

Штучний інтелект (ШІ) стає трансформаційною силою в розробці систем керування сміттєвозами. Застосовуючи моделі машинного навчання, навчені на операційних даних, програмне забезпечення може прогнозувати оптимальний час ущільнення, оцінювати рівні заповнення без датчиків та передбачати механічний знос, перш ніж він призведе до відмови. Алгоритми навчання з підкріпленням використовуються для динамічної адаптації послідовностей керування, щоб мінімізувати споживання енергії або скоротити час циклу. ШІ також дозволяє виявляти аномалії: якщо гідравлічний тиск відхиляється від вивченої норми, система може позначити це для перевірки, потенційно запобігаючи простоям або інцидентам безпеки.

Взаємодія з іншими системами міської інфраструктури також набирає обертів. Сучасне програмне забезпечення для керування розробляється з відкритими API та стандартизованими форматами даних (наприклад, JSON, MQTT, OPC-UA), які дозволяють сміттєвозам взаємодіяти з інтелектуальними світлофорами, системами маршрутизації на основі GPS і навіть місцевими мережами моніторингу якості повітря. У деяких сценаріях, якщо в районі спостерігається високий рівень забруднення або затори на дорогах, вантажівка може автоматично змінити маршрут або скоригувати частоту вивезення. Цей рівень інтеграції відображає ширшу тенденцію до інтелектуальних, контекстно-залежних муніципальних послуг.

Рівні автоматизації швидко розвиваються. Хоча більшість сміттєвозів все ще потребують операторів-людей для керування та нагляду, деякі виробники пілотують повністю автономні послідовності робочих органів, коли, як тільки вантажівка досягає зупинки, підтвердженої GPS, вона виконує цикл підйому та ущільнення контейнера без ручного введення. Системи комп'ютерного зору підтверджують ідентифікацію контейнера, а масиви датчиків перевіряють положення контейнера та безпечну відстань. Ці розробки наближають систему до

4-го рівня автономності в певних сценаріях, таких як закриті житлові комплекси або промислові зони.

Також зростає інтерес до роботи в колонах та координації автопарку. У великих міських центрах сміттєвози можуть працювати в синхронізованих формаціях, мінімізуючи перекриття маршрутів та витрату палива. Програмне забезпечення включає можливості для зв'язку між транспортними засобами (V2V), що дозволяє кільком вантажівкам обмінюватися даними про маршрут, станом заповнення контейнерів та графіками технічного обслуговування. Програмне забезпечення для координації автопарку, розміщене в хмарі, динамічно призначає завдання на основі місцезнаходження, трафіку та моніторингу контейнерів у режимі реального часу з контейнерів, підключених до Інтернету речей, по всьому місту.

Кілька міст вже впровадили масштабне розгортання автопарків інтелектуальних сміттєвозів. Наприклад, в Амстердамі вантажівки з покращеним штучним інтелектом спілкуються з інтелектуальними контейнерами та використовують розпізнавання зображень для виявлення несанкціонованих відходів. У Сінгапурі автоматизовані мікровантажівки працюють у пішохідних зонах, використовуючи повністю автономну логіку керування. У Канаді муніципальні автопарки інтегровані в загальноміські аналітичні системи, які контролюють ефективність, безпеку та вплив на навколишнє середовище. Ці впровадження показали вимірні переваги в якості послуг, зниженні витрат та задоволеності громадян.

Нарешті, масштабованість та зручність обслуговування мають вирішальне значення для довгострокового успіху. Модульні архітектури дозволяють муніципалітетам поступово оновлювати компоненти системи — додаючи нові типи датчиків, оновлюючи алгоритми керування або інтегруючи сторонні сервіси — без заміни всієї платформи. Конвеєри безперервної інтеграції/безперервного розгортання (CI/CD) та контроль версій забезпечують плавний розвиток програмного забезпечення та відповідність нормативним вимогам.

Отже, програмне забезпечення для керування робочими органами сміттєвозів є життєво важливим елементом модернізації систем управління міськими

відходами. Воно усуває розрив між машинобудуванням та цифровою автоматизацією, забезпечуючи безпечну, ефективну та інтелектуальну роботу складних машин. Зі зростанням міст та зростанням попиту на екологічну стійкість, це програмне забезпечення ставатиме дедалі важливішим для зниження експлуатаційних витрат, підвищення безпеки та дотримання екологічних норм. Постійний розвиток технологій керування, включаючи машинне навчання та хмарну аналітику, ще більше підвищує потенціал для оптимізації та інновацій у цій галузі. Майбутні розробки можуть також включати інтеграцію з інфраструктурою розумного міста, що дозволить реалізувати ще ефективніші стратегії збору відходів, які відповідають ширшим цілям міського планування.

Література

1. Bereziuk O.V., Lemeshev M.S., Bogachuk V.V. et al. High-precision ultrasonic method for determining the distance between garbage truck and waste bin // Mechatronic Systems 1: Applications in Transport, Logistics, Diagnostics, and Control: collective monograph. London: Routledge, 2021. P. 279-290.

2. Waste Fleet Management Software. URL: https://www.safefleet.net/products/fleet-management/waste-collection-software/

3. Березюк О.В. Науково-технічні основи проектування приводів робочих органів машин для збирання та первинної переробки твердих побутових відходів: автореф. дис. д-ра техн. наук. Хмельницький, 2021. 46 с.

4. Kazachiner O., Boychuk Y., Halii A. Theoretical foundations of pedagogy and education. International Science Group, 2022. 602 p.

5. GPS Fleet Tracking for Garbage Trucks.
https://www.trackyourtruck.com/industry/garbage-trucks/

6. Khrebtii H. et al. Innovative ways of improving medicine, psychology and biology: collective monograph. Boston: Primedia eLaunch, 2023. 305 p.

7. Березюк О.В. Математичне моделювання динаміки гідроприводу робочих органів завантаження твердих побутових відходів у сміттєвози // Вісник Вінницького політехнічного інституту. 2009. № 4. С. 81-86.

8. Березюк О.В. Планування багатофакторного експерименту для дослідження вібраційного гідроприводу ущільнення твердих побутових відходів // Вібрації в техніці та технологіях. 2009. № 3 (55). С. 92-97.

9. Березюк О.В. Дослідження динаміки гідроприводу вивантаження твердих побутових відходів із сміттєвозів // Машинознавство. 2008. № 10 (136). С. 25-28.

10. Іскович-Лотоцький Р.Д., Міськов В.П., Слабкий А.В. Динамічна та математична моделі вібропрес-молота з електрогідравлічним керуванням // Автоматизація виробничих процесів у машинобудуванні та приладобудуванні. 2014. № 48. С. 3-10.

11. Козлов Л.Г., Репінський С.В., Паславська О.В., Піонткевич О.В. Характеристики мехатронного приводу під час просторового руху маніпулятора // Наукові праці ВНТУ. 2017. № 2.

https://praci.vntu.edu.ua/index.php/praci/article/view/507/502.

12. Піонткевич О.В. Підвищення ефективності багаторежимного гідроприводу фронтального навантажувача. дис. канд. техн. наук: 05.02.02. Київ, НТТУ «КПІ», 2019. 249 с.

13. Березюк О.В. Дослідження кінематики пристрою для сортування твердих побутових відходів // Вісник Національного технічного університету «Харківський політехнічний інститут». 2010. № 65. С. 49-55.

14. Мельничук О.І., Березюк О.В. Датчик малих лінійних переміщень для управління сміттєвозом // Прикладні науково-технічні дослідження: матеріали III міжнар. наук.-прак. конф. – Івано-Франківськ: Симфонія форте, 2019. С. 115.

15. Smart Tech for Waste and Recycling. URL: https://routeware.com/

16. Expedite your waste management fleet processes.

https://www.fleetio.com/industries/waste-management-fleet-software

17. Піонткевич О.В. Вплив параметрів системи керування гідроприводом мобільної робочої машини на динамічні характеристики // Вісник машинобудування та транспорту. 2016. № 2. С. 68-76.

18. Коц І.В., Березюк О.В. Вібраційний гідропривод для пресування промислових відходів // Вісник ВПІ. 2006. № 5. С. 146-149.

19. Поліщук Л.К., Піонткевич О.В., Коваль О.О. Аналіз впливу параметрів системи керування на динамічні процеси гідропривода стрічкового конвеєра // Промислова гідравліка і пневматика. 2016. № 2(52). С. 37-47.

20. Лозінський Д.О., Козлов Л.Г., Піонткевич О.В., Кавецький О.І. Оптимізація електрогідравлічного розподільника з незалежним керуванням потоків // Вісник машинобудування та транспорту. 2023. № 1. С. 87-91.

21. Complete software solutions for waste haulers. URL: https://soft-pak.com/

22. Березюк О. В. Дослідження динаміки гідроприводу робочих органів завантаження твердих побутових відходів у сміттєвози // Вісник Одеської державної академії будівництва та архітектури. 2009. № 33. С. 403-406.

23. Garbage Truck Cameras & Waste Management Fleet Software.
https://www.3rdeyecam.com/industry/refuse/.

24. Rusnak I. et al. Conceptual options for the development and improvement of medical science and psychology. International Science Group, 2023. 117 p.

25. Kozlov L., Piontkevych O., Semichasnova N., Ubidia Rodriges D.D. The experimental stand for determining the characteristics of the hydraulic drive control system with the multifunctional counterbalance valve // Матер. II Міжнар. наук.-техн. конф. «Гідро- та пневмоприводи машин». ВНТУ, 2016. С. 119-120.

26. Піонткевич О.В., Козлов Л.Г., Березюк О.В., Сердюк О.В. Розрахунок гідродинамічної сили на золотнику врівноважувального клапана на основі імітаційного моделювання течії робочої рідини в його каналах // Вісник Вінницького політехнічного інституту. 2024. № 5. С. 77-83.

27. Garbage Truck Routing Software. URL: https://www.route-manager.com/industries/garbage-truck-routing-software/.

28. Azarenkov V. et al. Modern teaching methods in pedagogy and philology. Primedia eLaunch, 2023. 580 p.

29. Березюк О.В. Визначення параметрів впливу на частку диференційовано зібраних твердих побутових відходів // Вісник Вінницького політехнічного інституту. 2011. № 5. С. 154-156.

30. Waste management software by haulers, for haulers. URL: https://www.curbwaste.com/

Ладарєва Ю. Ю., Рибіцький О. І.
(ФТІМС НАН України, Київ)

УТИЛІЗАЦІЯ ВІДХОДІВ ПІНОПОЛІСТИРОЛУ ТА ОТРИМАННЯ В'ЯЖУЧИХ МАТЕРІАЛІВ НА ЇХ ОСНОВІ ДЛЯ ВИКОРИСТАННЯ В ЛИВАРНИХ СУМІШАХ

E-mail: Julia-lada@ukr.net, ralexandri@ukr.net

Проблеми утилізації різних відходів, як харчових і побутових так і військових, екологічної безпеки виробництв та економія матеріальних ресурсів в наш військовий час дуже гостро відчувається. Однією з таких проблем є переробка відходів пластику, який широко використовується в світі, це пінополістирол, який широко використовується в якості харчової, побутової, технічної тари, матеріалів для будівництва, утеплення та інших цілей, велике використання в якості упаковочного матеріала завдяки своїм ізоляційним та захисним властивостям. Також пінополістирол широко використовується в ливарному виробництві в процесі точного лиття за моделями, що газифікуються.

Після використання нажаль ці відходи не можливо використовувати, тому вони прогресивно накопичуються в великих розмірах на смітниках, що займає значне місце, тому що неможливо використати ні один з загальних методів утилізації. Відходи полістиролу не взаємодіють з водою, не підлягають біологічному розкладанню, їх не можна спалювати в зв’язку з тим, що в процесі термодеструкції полістиролу в великих об’ємах виділяються токсичні гази. Тому пошук раціональних способів переробки полімерних відходів дуже важлива в наш час у всьому світі, як і інші екологічні проблеми підчас війни.

Дослідили, що найбільш раціональним та перспективним методом переробки відходів пінополістиролу є розчинення цих відходів в органічних вуглеводневих розчинниках з метою подальшого використання отриманих зв’язуючих в ливарних сумішах.

Відомо [1, 2], що пінополістирол добре розчиняється в багатьох розчинниках – органічних низькомолекулярних вуглеводнях. Однак ці розчинники мають дуже низьку межу допустимої концентрації в атмосфері робочих приміщень.

Ці розчинники характеризуються високою токсичністю (наприклад, бензол має гранично допустиму концентрацію всього 5 мг/м^3, толуол, ксилол, сольвент – по 50 мг/м^3) та високою летючістю, що значно ускладнює їх використання у виробництві. Існує ще одна група розчинників з більш високим ГДК, що досягає 100-200 мг/м^3 (ацетон, етилацетат, бутилацетат, метилетилкетон, тетралін і ін).

В результаті дослідження розчинності пінополістирола в різних органічних розчинниках, згідно з виданим патентом України № 9003 [3], встановлено що пінополістирол дуже гарно розчиняється в живичному скипідарі (ГОСТ 1571-82), це прозора безбарвна або злегка підфарбована рідина з щільністю 0,855-0,863 г/см^3 та який має найнижчу летючість та ГДК рівну 300 мг/м^3, що в 50-60 разів менше багатьох відомих розчинників (толуол, бензол, ксилол) та на на рівні широко відомих і найбільш застосовуваних в побуті розчинників – ацетону, бензину, керосину.

Розроблена технологія переробки відходів пінополістиролу дозволяє виготовити розчин (патент України № 7738С2 від 11.15.06) [4], а потім виготовляти сучасні низькотоксичні матеріали в якості зв'язуючого для виробництва піщаних та стрижневих сумішей, що дозволяє вдосконалити та розвивати нові більш ефективні та економічні процеси. Встановлено [4], що є можливість отримувати полістирольні розчини майже будь-якої концентрації, аж до 50 %.

При досліджені технічних особливостей отриманої формувальної полістирольної суміші встановлено [4], що оптимальне використання розчину полістиролу в живичному скипидарі з 30-40 % концентрацією, що забезпечує можливість рівномірного розподілу його в об’ємі ливарної суміші. Застосування розчинів з меншою концентрацією збільшує тривалість процесу теплової обробки, а розчини з концентрацією більш 40 % мають високу в’язкість, яка ускладнює якісне приготування суміші.

Крім того, використання полістирольних відходів має важливе значення для навколишнього середовища, оскільки зменшення кількості полістирольних відходів покращує екологію, що оточує людину.

В процесі досліджень також було визначено, що недоліком використання одного розчинника є повільне та не дуже активне розчинення живичним скипидаром відходів пінополістиролу, що уповільнює процес утилізації цих відходів.

Тому в процесі дослідження також були випробувані інші розчинники нашої промисловості, які теж мають властивість розчиняти пінополістирол. Вибір зупинився на складовому розчиннику, який є сумішшю летючих органічних рідин, який окремо був введений в живильний скипидар в експериментально встановленій пропорції для утворення суміші двох розчинників, які утворили один загальний розчинник для відходів пінополістиролу. Завдяки змішуванню двох розчинників зростає швидкість розчинення в них відходів пінополістиролу та міцність без деформації суміші при нагріві до температури 200 ^{o}C.

Проведені дослідження по виготовленню зв’язуючих для ливарного виробництва – суміші розчинників, які були досліджені в різних концентраціях та виготовлені та досліджені фізико-механічні властивості зразків виготовлених з сумішей в яких використовується полістирольне зв’язуюче. Найкращі результати показали зразки в якості зв’язуючого в яких використовується 40 % розчин з відходів полістиролу в суміші розчинників.

Фізико-механічних властивостей формувальних стрижневих сумішей на основі полістирольних зв’язуючих [5] перевершують або дорівнюють аналогічним характеристикам сумішей з холодно-твердіючих сумішей з рідким склом, фенол-формальдегідних, карбомідо-фуранових смол. Це дозволило рекомендувати полістирольні зв'яжуючі, які отримані з відходів пінополістиролу, для заміни вищезазначених зв’язуючих і, зокрема, дорогих смол (вартістю на порядок вищих за зв’язуючих з відходів пінополістиролу), у виробничому процесі лиття виготовлення з чорних та кольорових сплавів.

Використання полістирольних зв’язуючих отриманих з відходів пінополістиролу дозволяє удосконалювати якість лиття і тим часом направлено на зменшення кількості відходів пінополістиролу, отже і на покращення економічної обстановки в цілому.

Література

1. Дринберг С.А., Ицко Э.Ф. Растворители для лакокрасочных материалов. Справочное пособие. – Л.: «Химия», 1986. – 208 с.

2. Стекольщиков М.Н. Углеводородные растворители. Свойства, применение, производство / Справочное изд. – М.: «Химия», 1986. – 120 с.

3. Деклараційний патент України на корисну модель № 9003 U, Бюл. № 9, 15.09.2005. «Застосування живичного скипидару як розчинника для відходів пінополістиролу». Автори: Шинський О.Й., Терліковський Є.В., Стрюченко А.О., Шинський І.О., Ладарєва Ю.Ю.

4. Патент України на винахід № 77338 С2, Бюл. № 11, 15.11.2006. «Полістирольне зв'язуюче для виготовлення ливарних форм та стержнів". Автори: Шинський О.І., Найдек В.Л., Стрюченко А.О., Шинський І.О., Ладарєва Ю.Ю., Маірко Т.О.

5. Патент України на винахід № 77105 С2, Бюл. №10, 16.10.2006. «Суміш для ливарних форм та стержнів». Автори: Шинський О.І., Найдек В.Л., Стрюченко А.А., Шинський І.О., Маірко Т.О.

Ланін В. Ю., Доновський І. О., Кононенко А. В.,
Скребцов А. А., Кононенко Ю. І.
(НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя)

ПОЛІПШЕННЯ ПРОЦЕСІВ ПРЕСУВАННЯ ТА СПІКАННЯ ТИТАНОВИХ ПОРОШКІВ

E-mail: juliakon7335@gmail.com

Відомо, що високі вимоги до матеріалів в галузях авіакосмічної техніки, медицини тощо, потребують розробки нових перспективних матеріалів або вдосконалення хімічного складу чи технології отримання вже існуючих. Використання методів порошкової металургі, яка дозволяє отримувати вироби майже без відходів, дозволяє суттєво зекономити матеріал, що є особливо актуальним для виробів з титану та його сплавів.

Основними процесами порошкової металургі, які пов’язані із формуванням необхідної заготовки, є пресування та спікання.

Погане компактування при пресуванні призводить до високої залишкової пористості, неоднорідної щільності, що обмежує застосування таких матеріалів в відповідальних вузлах. До низького ступеню ущільнення порошкового матеріалу призводить недостатній рівень текучості порошку, недотримання вибагливих умов щодо його пакування та зберігання (через наявність вологого прошарку), а також наявність дефектів частинок порошку. Вирішення задачі зменшення вимог до пакування та зберігання титанових порошків можливе завдяки використанню допоміжних засобів.

Механізм дії допоміжних засобів для покращення компактування порошків полягає у створенні на поверхні частинок порошку проміжного шару з певною шорсткістю поверхні. Наявність такого прошарку навіть незначних розмірів суттєво зменшує рівень сил притягання частинок порошку одна до одної. Ці сили схожі за принципом своєї дії на сили Ван-дер-Ваальса. Також цей прошарок може позитивно впливати на процеси дифузії при спіканні сформованого напівфабрикату.

Сили притягання, які діють між дисперсними частинками порошку, є набагато сильнішими, ніж гравітаційні сили, що розділяють частинки і забезпечують потік порошку; тому текучість при компактуванні таких порошків зазвичай незадовільна. Допоміжними засобами, які покращують цей показник, є продукти AEROSIL®, SIPERNAT® виробництва компанії Evonik Industries AG, що уявляють собою дрібнодисперсні порошкові матеріали на основі діоксиду кремнію (SiO_2). Згідно з інструкцією щодо їх використання, для покращення текучості достатнім буде додавання дуже малої кількості такої речовини. Однак, оскільки ця речовина є діоксидом кремнію, то її застосування при отриманні заготовок з порошкового титану може призвести до виникнення ризику їхнього мікролегування.

Згідно діаграми стану «Ti-Si», кремній має дуже низьку розчинність у α-титані. Попередні дослідження щодо структуроутворення порошкового титану з

вмістом кремнію, наближеним до границі його розчинності, показали, що є багато проблем, що стосуються розподілу кремнію в металі. Максимальною концентрацією, яка не повинна негативно впливати на процес структуроутворення під час спікання матеріалу, є 0,20 % діоксиду кремнію. Тому використанням продуктів на основі діоксиду кремнію AEROSIL® та SIPERNAT® виробництва компанії Evonik Industries AG у поєднанні з металевими порошками є актуальним.

З метою дослідження впливу допоміжної речовини на формування структури та властивостей зразків при їх компактуванні, виготовляли зразки з суміші порошків ПТ5 та діоксиду кремнію із концентраціями останнього від 0,05 % до 0,20 % із кроком 0,05 %. Використовували діоксид кремнію у двох станах: Sipernat 22S – осаджений і Aerosil 200 – пірогенний діоксиди кремнію. Зразки виготовляли методом порошкової металургії: пресування із зусиллям 18 т/см^2, спікання у вакуумі з ізотермічною витримкою при 1200 °С впродовж 240 хв.

Проводили статистичну обробку результатів вимірювання: діаметру, висоти, усадки лінійних розмірів та об’єму після пресування та спікання. Отримані дані дозволили встановити, що при збільшенні вмісту діоксиду кремнію Aerosil 200 в порошковій суміші не відбуваються зміни діаметру і висоти. При цьому усадка діаметру зменшується з 2,3 % до 2,1 %, а висоти від 3,0 % до 2,5 %. Про позитивний перебіг спікання свідчить саме усадка зразка. Зменшення усадки із збільшенням вмісту продукту Aerosil 200 після спікання можна пояснити таким чином. При високих температурах спікання відбувається дифузія між контактуючими частинками порошку титану. Інтенсифікація дифузійних процесів приводить до об’єднання декількох частинок в одну і подальшої рекристалізації. Наявність прошарку із залишків діоксиду кремнію погіршує контакт між частинками металу, а отже збільшення його кількості негативно впливає на усадку. Наряду з цим, оцінка дисперсії усадки діаметру показала, що вона збільшується від 0,01 % (при 0,05 % SiO_2) до 0,17 % (при 0,15 % SiO_2), а потім знижується до 0,04 % (при 0,20 % SiO_2). Зміна дисперсії усадки висоти відбувалась за схожою тенденцією: збільшувалась від 0,4 % (при 0,05 % SiO_2) до 1,7 % (при 0,15 % SiO_2), а потім знижувалась до 0,5 % (при 0,20 % SiO_2).

Збільшення вмісту діоксиду кремнію Sipernat 22S в порошковій суміші також мало впливає на зміни діаметру та висоти після пресування та спікання. Однак, оцінка усадки показала більш складніший вплив домішки. Найменший (0,05 % SiO_2) та найбільший (0,20 % SiO_2) вміст забезпечує найбільшу усадку діаметру (2,0 % та 2,2 % відповідно) та висоти (2,4 % та 2,5 % відповідно). Проміжні значення кількості домішки SiO_2 погіршують усадки. Наряду з цим, оцінка дисперсії усадки діаметру показала, що вона стрімко збільшується від 0,01 % (при 0,05 % SiO_2) до 0,14 % (при 0,15 % SiO_2), а потім знижується до 0,07 % (при 0,20 % SiO_2). Дисперсія усадки висоти нелінійно зменшувалась від 1,9 % (при 0,05 % SiO_2) до 1,0 % (при 0,20 % SiO_2).

Таким чином, досліджено вплив вмісту діоксиду кремнію, отриманого різними способами на поведінку титанового матеріалу при отриманні напівфабрикату методом порошкової металургії. Результати досліджень усадки та її дисперсії дозволяють рекомендувати для поліпшення процесів пресування та спіканні порошку титану ПТ5 використання діоксиду кремнію його наступні концентрації: для Aerosil 200 – 0,05 % і для Sipernat 22S – 0,05 % та 0,20 %.

Лисенко Т. В. , Дерев'янченко О. Г., Кисельов К. В., Кірілюк В. М.
(НУ «Одеська політехніка», м. Одеса)

ВИПРОБУВАННЯ СВЕРДЕЛ, ОТРИМАНИХ МЕТОДОМ ГАРЯЧОГО ВИДАВЛЮВАННЯ ІЗ ЗАГОТОВОК, ВІДЛИТИХ У ВОДООХОЛОДЖУВАНИЙ КОКІЛЬ

E-mail: lysenko.t.v@op.edu.ua

Свердла є важливим інструментом в обробці матеріалів, і їх ефективність та довговічність безпосередньо впливають на продуктивність виробничих процесів. Один з методів виготовлення свердел – це гаряче видавлювання із заготовок, відлитих у водоохолоджуваний кокіль [1]. Виробництво литого інструменту носить дуже обмежений характер через обмежені технологічні можливості ливарного виробництва. Застосування заготовок, отриманих литтям, є важливим чинником економії інструментальних матеріалів та створенні безвідхідних технологічних

процесів. Ливарні властивості інструментальної сталі дозволяють відливати заготовки інструменту тільки великих розмірів, мінімальний діаметр литих свердел становить 40 мм.

Метою дослідження було порівняння стійкості свердел з робочою частиною із кокільної заготовки з інструментами, виготовленими з прокату, шляхом випробувань, що оцінюють працездатність і стійкість інструментів при різних умовах за стандартними методиками.

Для оцінки якості свердел використовувались два основних види випробувань: на працездатність та стійкість.

Випробування на працездатність. Цей тип випробувань проводиться на вертикально-свердлильних верстатах з використанням патронів і втулок відповідної точності. Випробування проводились на заготовці із вуглецевої конструкційної сталі, що широко застосовується у машинобудуванні – сталь 45, з шорсткістю обробленої поверхні не більше $Rz \leq 40$ мкм. Свердлилися п'ять глухих отворів на глибину, що дорівнює трьом діаметрам свердла (не більше 85 мм).

Випробування на стійкість (напрацювання на відмову): випробування на визначення напрацювання до першого переточування. Напрацювання до відмови для свердел Ø30-55 мм повинно складати 40-60 хвилин. Під час цих випробувань визначалося, скільки отворів можна висвердлити до того, як свердло втратить свої ріжучі властивості.

Для випробувань було обрано свердла Ø40 мм, три з яких мали робочу частину із кокільної заготовки, а два – з прокату. Випробування проводилися на радіально-свердлильних верстатах мод. 2А554, які призначені для отримання наскрізних та глухих отворів у деталях за допомогою свердл, для розгортання та чистової обробки отворів, попередньо отриманих литтям або штампуванням, та для виконання інших операцій [2] під час обробки сталі 40Х (твердість 241 НВ). Умови випробувань включали застосування водно-масляної емульсії (емульсолу) як охолоджувальної рідини з витратою 5 л/хв. Застосування емульсолу під час свердління дозволяє ефективно охолоджувати зону різання, зменшувати знос інструменту, підвищувати якість обробленої поверхні та забезпечувати стабільну й

ефективну роботу всього процесу. Подача здійснювалася поливом. Основним критерієм стійкості було зношування на задній поверхні свердла.

Випробування проводилися за двома режимами різання:

Режим 1: Оброблюваний матеріал – сталь 45 (твердість 200 НВ), межа міцності при розтягу $\sigma_в$ = 600-750 МПа, число оборотів шпинделя n = 100 об/хв, подача S = 0,315 мм/об, отвір – скрізний, глибина 25 мм.

Режим 2: Оброблюваний матеріал – сталь 20 (твердість 150 НВ), межа міцності $\sigma_в$ = 410-490 МПа, число оборотів шпинделя n = 250 об/хв, подача S = 0,22 мм/об, отвір – скрізний, глибина 85 мм.

Результати випробувань показали, що свердла з робочою частиною з прокату починали зношуватися після 30-40 отворів (знос ріжучих кромок Δзн. = 0,3–0,4 мм), в той час як свердла з кокільної заготовки показали зношування лише після 40-50 отворів. Незважаючи на знос, ріжучі кромки залишались у задовільному стані, і випробування продовжувалися.

У дослідженні на експериментальному заводі свердла з кокільної заготовки не мали викришування та сколів на ріжучих кромках, що було характерно для інструментів з прокату.

Для порівняння стійкості свердла з кокільною заготовкою та з прокату був розрахований коефіцієнт відносного збільшення стійкості інструменту [3]. Результати показали наступне:

За режимом 1

$$К_{з.с.} = \frac{39,7}{31} = \frac{50}{39,3} = 1,28.$$

За режимом 2

$$К_{з.с.} = \frac{95}{74} = \frac{62,3}{48,3} = 1,29.$$

Ці коефіцієнти свідчать про те, що свердла із кокільної заготовки мають на 28-29 % більшу стійкість порівняно з інструментами із прокату.

Свердла, виготовлені з кокільних заготовок, показали вищу стійкість до зношування та механічних пошкоджень порівняно з інструментами із прокату.

Використання кокільних заготовок для виготовлення свердел дозволяє збільшити довговічність інструментів, що знижує витрати на обробку та підвищує ефективність виробництва.

Результати випробувань підтверджують доцільність використання методу гарячого видавлювання для виготовлення свердел з робочою частиною із кокільної заготовки.

Подальші дослідження можуть бути спрямовані на оптимізацію технології виготовлення свердел та розширення асортименту інструментів, що виготовляються з кокільних заготовок, для підвищення продуктивності і зниження витрат у промислових умовах.

Література

1, Хричиков В.Е., Меняйло О.В. Ливарне виробництво чорних і кольорових металів: Навч. посібник. – Видання друге, доопрацьоване. – Дніпропетровськ: НМетАУ, 2015. – 89 с.

2. Вінніков І.З. Свердлильні верстати та робота на них, 1988. – 256 с.

3. Паливода Ю. Є. Інструментальні матеріали, режими різання, технічне нормування механічної оборобки : навчально-методичний посібник / Паливода Ю.Є., Дячун А.Є., Лещук Р.Я. – Тернопіль: Тернопільський національний технічний університет імені Івана Пулюя, 2019. – 240 с.

Лисенков В. Ю.
(НТУ «ХПІ», м. Харків)

СИСТЕМАТИЗАЦІЯ РЕПРЕЗЕНТАТИВНИХ ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНИХ ДАНИХ ДЛЯ МОДЕЛЮВАННЯ ІМПУЛЬСНОГО УЩІЛЬНЕННЯ В РАМКАХ МОДЕРНІЗАЦІЇ ФОРМУВАЛЬНОГО ОБЛАДНАННЯ

E-mail: akumanec@gmail.com

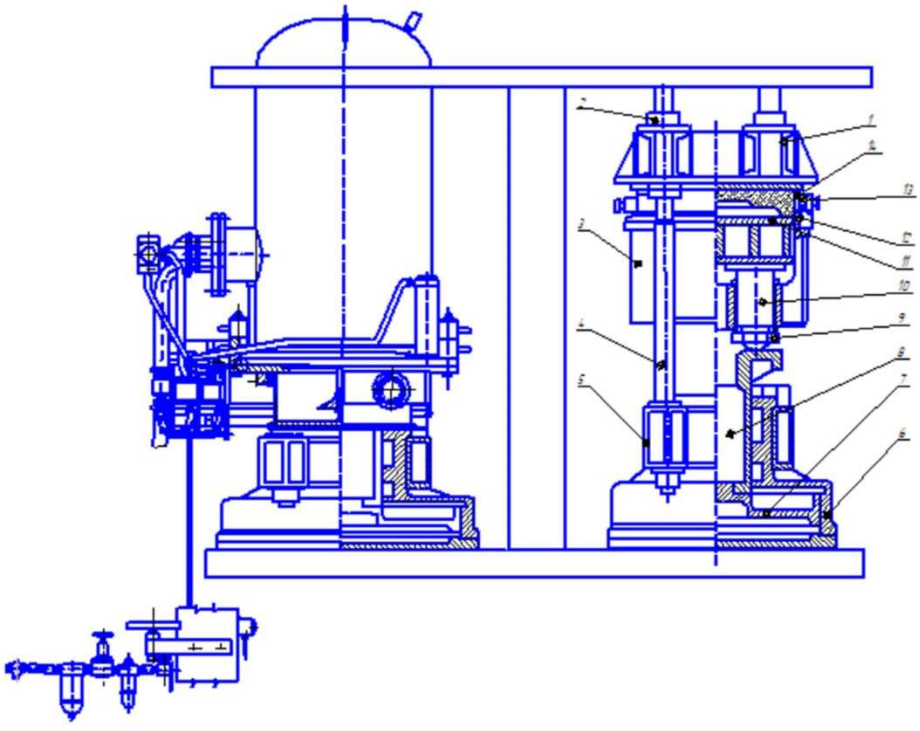
Струшуючі формувальні машини, які досі використовуються в ливарних цехах, морально застарілі та не забезпечують виготовлення якісних форм, до того ж вони малопродуктивні та вибагливі для обслуговування. Через неможливість отримувати стабільні задані розміри виливків, що виготовляються в піщаних формах з ущільненням на струшуючих машинах, та неможливість отримання чистих поверхонь, використовують завищені припуски на механічну обробку. Це збільшує витрату металу та підвищує ймовірність утворення внутрішніх дефектів усадкового походження. До того ж, чисті поверхні виливків при струшуванні не досягаються навіть при застосуванні спеціальних складів формувальних сумішей.

Найбільш якісним вважається метод пресування під високим питомим тиском на пресових машинах з гідравлічним та пневматичним приводами. Вони високопродуктивні, безшумні у роботі, але з специфічності самого процесу пресування жорстким елементом, ця технологія застосовується лише за виготовленні низьких і простій конфігурації деталей. Натомість при виготовленні високих форм значна частина зусилля втрачається на переущільнення об’єму суміші над моделлю, і це вимагає складного та громіздкого гідро- та пневмообладнання, привод якого має забезпечувати високі значення тиску. Відповідно, при високих тисках пресування доводиться збільшувати жорсткість оснастки та самої машини.

Зважаючи на такі недоліки, найбільш перспективним є імпульсний метод ущільнення суміші. Незважаючи на винахід цього способу ще в 60-х роках минулого сторіччя, даний процес почав широко використовуватися відносно недавно, причому реалізується в сучасних автоматичних лініях відомих світових виробників ливарного обладнання. Але, зважаючи на високу конкуренцію на

світовому ринку обладнання, вони не оприлюднюють усю необхідну інформацію для відтворення конструкцій та технологій. Тому актуальними є дослідження, які можуть бути практично корисними для виробництва в Україні. Серед таких досліджень – розвиток концепції модернізації існуючого струшуючого, струшуючо-пресового та навіть пресового обладнання шляхом заміни струшуючих вузлів імпульсним обладнанням. Остання включає в себе імпульсну камеру та пневмосистему.

Одне з таких готових рішень, що стосується модернізації формувальної струшуючо-пресової машини 703М шляхом установки імпульсного блоку та відповідного устаткування задля автоматизації процесів виготовлення форм наведене в роботі [1]. Іншим концептуальним рішенням може бути модернізація пресової машини ПФ-5 (рис. 1), яка запропонована в рамках авторських досліджень за тематикою «Синтез оптимальних конструкторсько-технологічних рішень для вдосконалення систем імпульсної формовки».



1 – траверса верхня, 2 – гайка, 3 – стіл, 4 – колона, 5 – траверса нижня, 6 – циліндр пресовий, 7 – поршень пресовий, 8 – стіл проміжний, 9 – гайки регулюючі, 10 – стакан, 11 – плита модельна, 12 – штирі направляючі, 13 – опока

Рис. 1. Концептуальне рішення щодо модернізації пресової машини ПФ-5

Позиція імпульсної формовки вказана на рис. 1 зліва. Таке рішення може бути доречним для двопозиційних машин та цей принцип знайшов відображення в конструкції автоматичної лінії імпульсної формовки НДІ «УкрНДІЛивмаш» (м. Харків, Україна).

Але для того, щоб реалізувати рішення з модернізації шляхом установки імпульсного обладнання, треба мати адекватні математичні моделі, що пов'язують конструкційні та технологічні параметри. Для цього необхідні експериментальні дані необхідної кількості, отримані на реальному імпульсному обладнанні. Такі первинні дані потребують систематизації для наступної початкової статистичної обробки та подальшого математичного моделювання та оптимізації конструкторсько-технологічних рішень. За такі первинні дані обрани ретроспективні дані експериментів, представлених в роботі [2]. Нижче в таблицях представлено авторську систематизацію цих даних. В табл. 1 наведено характеристики процесу ущільнення в залежності від геометрії щілин, в табл. 2, 3 – показники твердості форм.

Таблиця 1 – Характеристики процесу ущільнення залежно від геометрії щілин

№ досліду	Величина щілини по роз'єму опоки, мм		$F_щ/F_0$	Кількість суміші, викинутої з опоки, %	Твердість суміші, од.	
	h_1	h_2			з ущільнювачем	з щілиною
1	0	0,5	0,58	1,34	82	76
2	0	1	1,24	3,84	82	73
3	0,5	0	0,58	0	82	82
4	1	0	1,24	0	82	79
5	2	0	2,49	0,4	82	76
6	3	0	3,42	0,7	82	76
7	4	0	4,67	0,8	82	75
8	5	0	5,84	1,15	82	72
9	10	0	12,42	2,2	82	72
10	12,5	0	14,45	3,1	82	66

Таблиця 2 – Показники твердості форми при використанні шпон

Координата по висоті наповнюваної рамки, Н, мм	Твердість форми, од., для розміру шпон, мм		
	0	15	23
0	–	83	82
50	80	76	74
100	76	76	74
150	75	76	80
200	72	73	80
250	70	–	–
300	59	64	75
350	–	66	75
400	–	–	–

Таблиця 3 – Твердість форми по ладу для різного пікового тиску на суміш

Піковий тиск на суміш, *p*, МПа	Твердість форми, од., для висоти опоки, мм			
	130		400	
	венти відсутні	площа вент 1 %	венти відсутні	влоща вент 1 %
0,25	–	–	77	78
0,3	–	75	–	–
0,55	–	–	83	85
0,6	–	–	85	–
0,7	–	78	–	–
0,75	–	–	–	–
0,8	–	–	–	–
0,85	72,5	–	–	84,5
0,9	74,5	–	–	–
1,0	–	79,5	82,5	83
1,1	77,5	–	–	–
1,15	–	–	84,5	–
1,2	77,5	81	85	85
1,25	–	82	–	–
1,3	78	–	–	86,5
1,4	–	–	87	87,5
1,5	79,5	–	87	–
1,6	–	85	87,5	87,5
1,7	83	–	–	87,5

В таблицях 4–7 наведені дані щодо тиску с системі (МПа) за різної висоти опок. Прийняті наступні позначення: p_1 – тиск в камері, p_2 – тиск на суміш, p_3 – тиск на вентах. Площа вент прийнята 1 %.

Таблиця 4 – Кінетика тиску в технологічній системі за начального тиску в камері p_{10}=0,89 МПа та за висоти опоки H=400 мм

Час процесу t, с, за величину тиску, МПа					
p_1	t	p_2	t	p_3	t
0,89	0	0	0	0	0
0,8	0,0025	0,05	0,0025	0	0,0025
0,7	0,006	0,09	0,006	0	0,006
0,6	0,012	0,135	0,012	0	0,012
0,3	0,02	0,1	0,02	0,01	0,02
0,2	0,026	0,075	0,026	0,015	0,026
0,135	0,03	0,07	0,03	0,02	0,03
0,12	0,031	0,065	0,031	0,022	0,031
0,1	0,04	0,062	0,04	0,3	0,04
0,095	0,055	0,062	0,055	0,04	0,055
0,09	1	0,062	1	0,045	0,06
0,08	–	0,062	1,9	0,042	0,1
0,06	–	0,062	2	0,04	1
0,05	–	0,03	2,2	0,03	2,2
0,04	–	0,015	2,25	0,015	2,25
0,03	–	0,01	2,3	0,01	2,3
0	–	0	2,4	0	2,4

Загальний час видалення відпрацьованого повітря (t_Σ) складає 2,4 с.

Таблиця 5 – Кінетика тиску в технологічній системі за начального тиску в камері p_{10}=0,65 МПа та за висоти опоки H=400 мм

Час процесу t, с, за величину тиску, МПа					
p_1	t	p_2	t	p_3	t
0,65	0	0	0	–	0
0,57	0,0025	0,04	0,0025	–	0,0025
0,45	0,004	0,065	0,004	–	0,004
0,35	0,01	0,085	0,01	0	0,01
0,27	0,015	0,088	0,015	0,06	0,015
0,17	0,02	0,077	0,02	0,013	0,02
0,11	0,025	0,06	0,025	0,015	0,025
0,1	0,03	0,05	0,03	0,025	0,03
0,099	0,04	0,042	0,04	0,026	0,04
0,097	0,05	0,038	0,05	0,0255	0,05
0,096	0,06	0,037	0,06	0,0255	0,06
0,095	0,07	0,036	0,07	0,025	0,07
0,094	0,08	0,035	0,08	0,025	0,08
0,093	0,09	0,034	0,09	0,025	0,09

Таблиця 6 – Кінетика тиску в технологічній системі за начального тиску в камері p_{10}=1 МПа та за висоти опоки H=130 мм

Час процесу t, с, за величину тиску, МПа					
p_1	t	p_2	t	p_3	t
1	0	0	0	0	0
0,88	0,005	0,03	0,005	0.02	0,005
0,77	0,01	0,05	0,01	0,03	0,01
0,55	0,02	0,07	0,02	0,05	0,02
0,28	0,025	0,115	0,025	0,07	0,025
0,21	0,03	0,14	0,03	0,085	0,03
0,2	0,035	0,17	0,035	0,12	0,035
0,2	0,04	0,165	0,04	0,13	0,04
0,2	0,06	–	0,06	0.125	0,06
0,19	0,08	0,16	0,08	–	0,08
0,188	0,15	0,15	0,15	0,124	0,15
0,05	1,2	0,04	1,2	0,03	1,2
0,03	1,3	0,02	1,3	0,01	1,3

Таблиця 7– Кінетика тиску в технологічній системі за начального тиску в камері p_{10}=0.4 МПа та за висоти опоки H=130 мм

Час процесу t, с, за величину тиску, МПа					
p_1	t	p_2	t	p_3	t
0,4	0	0	0		0
0,3	0,01	0,01	0,01	0,005	0,01
0,2	0,015		0,015	0,02	0,015
0,125	0,02	0,039	0,02		0,02
0,1	0,025	0,041	0,025	0,04	0,025
0,1	0,03	0,06	0,03	0,04	0,03
0,099	0,04	0,06	0,04	0,04	0,04
0,098	0,05	0,06	0,05	0,04	0,05
0,097	0,06	0,06	0,06	0,04	0,06
0,096	0,07	0.06	0,07	0,04	0,07
0,095	0,08	0,06	0,08	0,04	0,08
0,093	0,09	0,06	0,09	0,04	0,09
0,091	0,1	0,06	0,1	0,04	0,1
0,09	0,11	0,06	0,11	0,04	0,11
–	0,14	0,06	0,14	0,04	0,14
0,086	0,15	0,06	0,15	0,04	0,15
0,075	0,9	0,03	0,9	0,02	0,9
0,045	1,0	–	1,0	–	1,0

В табл. 8, 9 наведені дані щодо профілю суміші при ущільненні, а в табл. 10 – залежності твердості суміші в опоці від висоти опоки.

Таблиця 8 – Профіль суміші по висоті опоки Н=400 мм

Номер шару	Висота суміші в опоці для поточної координати по діаметру, мм					
	0	45	50	58	65	75
1	63	60	–	–	–	–
2	137	–	120	–	–	–
3	200	–	–	170	–	–
4	265	–	–	–	235	–
5	338	–	–	–	–	300

Таблиця 9 – Профіль суміші по висоті опоки H=130 мм

Номер шару	Висота суміші в опоці для поточної координати по діаметру, мм					
	0	15	20	22	25	30
1	25	20	–	–	–	–
2	45	–	37	–	–	–
3	68	–	–	50	–	–
4	83	–	–	–	75	–
5	110	–	–	–	–	100

Таблиця 10 – Залежність твердості суміші в опоці від висоти опоки

Твердість суміші	Висота суміші в опоці, мм для різного співвідношення висоти карманів (H) та ширини карманів (B)			
	H/B=1	H/B=4	H/B=6	H/B=8
0	320	–	–	–
22	–	–	–	0
30	–	–	–	20
35	–	–	–	–
40	–	–	–	40
47	–	–	–	60
55	–	–	–	80
59	–	–	0	–
60	300	–	20	–
61	–	–	40	100
65	–	–	60	–
67	–	–	80	–
70	245	20	100	–
71	–	40	–	–
72	–	–	–	120
73	200	–	120	–
74	–	60	–	–
75	–	120	–	–
77	150	–	–	–
80	50	–	–	–
82	0	0	–	–

На рис. 1 представлено осцилограми тиску в системі, а на рис. 2 – профілі шарів суміші в формі при ущільненні.

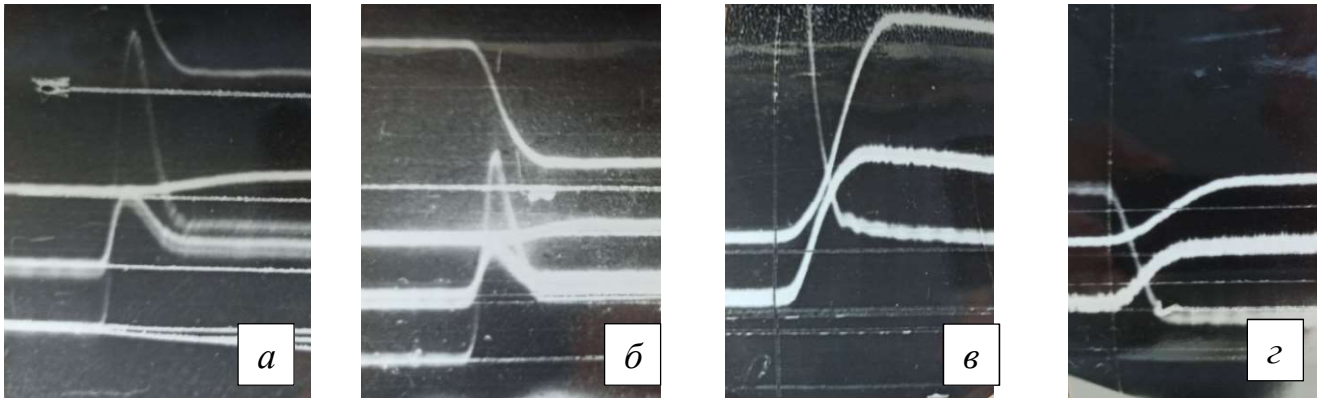


Рис. 1. Осцилограми тиску в системі (p_{10}=0,89 МПа, H=400 мм) (*а*), (p_{10}=0,65, H=400 мм) (*б*), p_{10}=1 МПа, H=130 мм) (*в*), (p_1=0,4 МПа, H=130 мм) (*г*) [2]

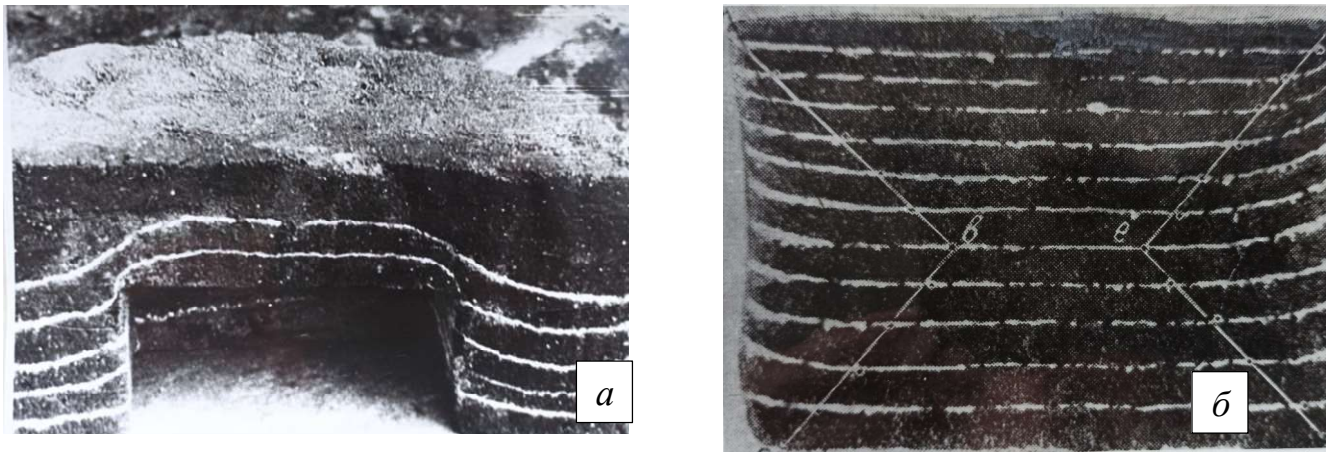


Рис. 2. Профілі шарів суміші в формі при ущільненні імпульсним методом (*а*) та пресуванням жорсткою колодкою (*б*) [2]

Систематизовані дані, наведені в табл. 1–10 та на рис. 1, 2, мають вигляд, придатний для статистичної обробки та розробки математичних моделей для визначення оптимальних конструкторсько-технологічних рішень з модернізації формувальних машин.

Література

1. Дьомін, Д. А. Синтез системи управління імпульсним формоутворенням в процесі модернізації струшуючо-пресової формувальної машини [Текст] /

Д. А. Дьомін // Вісник національного технічного університету «ХПІ». – 2013. – № 70. – С. 105-114.

2. Кириченко А., Манакин А., Яшин П., Ткаченко В. Розробка технології та необхідного технологічного обладнання для виготовлення форм та стрижнів з використанням імпульсних навантажень. Звіт з науково-дослідної роботи №17-8797, м. Краматорськ, 1966.

Мазур В. Л.
(ФТІМС НАН України, Київ)

СТРАТЕГІЧНІ НАПРЯМИ ПОВОЄННОГО РОЗВИТКУ ГІРНИЧО-МЕТАЛУРГІЙНОГО КОМПЛЕКСУ УКРАЇНИ

E-mail: prof.vlm@ukr.net

У стратегічному і практичному аспектах проаналізовано наявні виробничі потужності, технічний стан і можливості, перспективи та шляхи відновлення потенціалу гірничо-металургійного комплексу (ГМК) України у повоєнний період. Показано, що проблема відродження потенціалу і працездатності ГМК України, як головного фінансового донора держави, у повоєнний період вийде на перший план. На першому етапі відновлення виробничого потенціалу ГМК України докорінних змін, зрушень, удосконалення складу обладнання і технології металургійного циклу не відбудеться. Основним технологічним маршрутом виробництва сталі залишиться доменна піч – конвертер – прокатний стан. Відповідальні задачі щодо забезпечення металовиробами інфраструктури України будуть покладені на ливарне виробництво. Показано, що фактором, стимулюючим розвиток ливарного виробництва в Україні, є наявність ресурсу металобрухту для виплавлення синтетичного чавуну в індукційних печах. Стратегія відродження розвитку гірничо-металургійного комплексу України у повоєнний період має передбачати декілька етапів. Спочатку необхідно шляхом реалізації вкрай потрібних короткотермінових і відносно маловартісних заходів, організувати на потужностях діючих підприємств виробництво металопродукції для відбудови інфраструктури держави. Подальші етапи розвитку ГМК мають одночасно передбачати

збалансоване поєднання як модернізації існуючих потужностей і технологій, так й оснащення галузі найсучаснішими виробничими об’єктами.

Відсутність зі зрозумілих причин визначеної стратегії розвитку економіки України на довгострокову перспективу ускладнює розробку конкретних планів відродження промисловості, зокрема металургії, машинобудування у повоєнний період. Порушена тема потребує детального опрацювання вже зараз, оскільки треба бути готовими до вирішення поставлених запитань невідкладно. А проблема відновлення гірничо-металургійного комплексу (ГМК) України, який був й залишається важливим донором бюджету держави, вийде на перший план [1–3]. Підприємства металургійної галузі нині працюють не на повну потужність і внаслідок складності прогнозування подальшої ситуації, схоже, не націлені на довгострокові інвестиції. Але, незважаючи на складнощі, Україні необхідно сконцентрувати зусилля, які виведуть її економіку на траєкторію сталого розвитку.

При формуванні стратегії розвитку промисловості України у повоєнний період необхідно насамперед виходити із оцінки потенціалу гірничо-металургійного комплексу (ГМК) і можливостей його реалізації[1].

Промисловий та експортний потенціали підприємств гірничо-металургійного комплексу (ГМК) України навіть сьогодні є базовим елементом економіки держави. Металургія завжди була основним експортером продукції й головним постачальником валюти в Україну [1–2]. У 1993–1995 роках, наприклад, коли ГМК України був у найбільш стабільному стані, виробництво сталі складало 52–55 млн т на рік, і наша держава за цим показником займала 7-ме місце у світі. Обсяг внутрішнього споживання власної металопродукції дорівнював орієнтовно 6,5 млн т. Інша доля виробленої продукції експортувалася. У цей період частка ГМК у валовому продукті України щорічно складала ~ 25 %, а доля надходжень валюти в державу ~ 41 %. У 2007 році, наприклад, частка ГМК у валовому внутрішньому продукті країни досягала 27 %, а у валютній виручці за 6 місяців 2008 р. – 48 %. Понад 40 % валюти надходило в державу від металургів щорічно і

[1] У підготовці цієї доповіді брали участь також науковці Фізико-технологічного інституту металів та сплавів НАН України: Ноговіцин О.В., Клименко С.І., Сіренко К.А.

у попередні роки. З роботою ГМК мали прямий і зворотний зв'язки енергетика, машинобудування, вуглевидобування, будівництво, фінансова сфера тощо. Ці та багато інших галузей спиралися на металургійну промисловість і працювали на неї. Галузь забезпечувала близько 500 тис. робочих місць у найбільш густонаселених регіонах України, значною мірою формувала її інвестиційний потенціал, науково-технічну перспективу. Підкреслюємо, що у той час металургійна промисловість України за обсягами виробництва посідала сьоме місце у світі й завдяки великим обсягам експорту та надходженню валюти в державу від продажу металопродукції на зовнішніх ринках забезпечувала стабільність курсу гривні. В подальші роки обсяги виробництва продукції ГМК поступово зменшувалися з різних причин.

Нині Україна, як і раніше, має у складі ГМК підприємства, що забезпечують повний цикл виробництва металопродукції. А саме, гірничорудні і металургійні комбінати, коксохімічні, трубопрокатні, метизні, вогнетривкі та потужні феросплавні заводи тощо. Але кількість таких підприємств кардинально зменшилась. Аналіз можливостей і дієздатності основних перетинів металургійного циклу нині свідчить про наступне.

Україна володіє значними покладами і потужностями щодо видобування залізорудної сировини у Криворізькому басейні. Це Північний, Південний, Інгулецький, Полтавський, Новокриворізький гірничозбагачувальні комбінати (ГЗК) та ще декілька залізорудних шахт. Названі ГЗК нині працюють, забезпечують внутрішню потребу українських металургійних комбінатів у залізорудній сировині і в суттєвих об'ємах її експортують. Потужність, наприклад, Північного ГЗК складає приблизно 14 млн т на рік залізної руди, та ~ 12 млн т котунів (обкотишів). Новокриворізький ГЗК спроможний виробляти ~ 10 млн т руди і забезпечувати залізорудною сировиною гірничо-металургійний комбінат «АрселорМіттал Кривий Ріг». Центральний ГЗК спроможний виробляти 8–9 млн т сировини щорічно. Потенціал Полтавського ГЗК дозволяє експортувати до 10 млн т залізорудної сировини на рік. У 2024 році проекспортував ~ 6,5 млн т. У цілому гірничо-збагачувальні комбінати Кривбасу експортують щорічно ~ 30 млн т залізорудної сировини. У 2024 році експорт залізорудної сировини склав

~ 33,7 млн т. При тому, що потенціал експорту Україною цієї продукції складає орієнтовно 60–70 млн т на рік.

Коксохімічне виробництво України має на даний час наступні потужності коксових батарей. На Запорізькому коксохімі – 3 батареї; Криворізькому – 4; Дніпропетровському – 4; на Кам'янському (Баглійському за назвою раніше) – 3. Виробництво коксу в Україні нині складає орієнтовно 3 млн т на рік.

Сумарна потужність коксових батарей в Україні нині дозволяє виплавляти у доменних печах ~ 8 млн т чавуну, сталі – до 10 млн т.

Для виробництва коксу раніше використовували українське вугілля, а також завозили вугілля із Казахстану (на «АрселорМіттал Кривий Ріг»), Польщі, Румунії. В останній час проблема забезпечення коксівним вугіллям українських коксохімічних заводів ускладнилася. Але шляхи вирішення цієї проблеми є і вони мають бути реалізованими на практиці, перш за все, завдяки внутрішнім резервам.

Феросплавне виробництво. Україна має значні родовища марганцю в Дніпропетровській області. Видобуток марганцевої руди здійснюється на Покровському (Орджонікідзевському – стара назва) і Марганецькому комбінатах. В складі ГМК України працюють два потужних феросплавних заводи: Нікопольський і Запорізький. Раніше було більше. Підкреслимо, що Нікопольський феросплавний завод за потенційною потужністю є другим у світі. Його потужність складає до 1 млн т феросплавів на рік. Приблизно 80 тис. т на місяць. Зараз цей завод виробляє близько 10 тис. т феросплавів на місяць. Незважаючи на складну ситуацію у Нікопольському районі, усі 16 електроплавильних печей на Нікопольському феросплавному заводі знаходяться у робочому стані. Запорізький феросплавний завод працює. На 10–15 % від своєї потужності. Загалом в Україні є реальні можливості наростити обсяги виробництва для забезпечення внутрішнього попиту і експорту феромарганцю у повоєнний час.

Металургійне виробництво України нині складається з Криворізького гірничо-металургійного комбінату («АрселорМіттал Кривий Ріг»), металургійного заводу у Кам'янському, заводу «Дніпроспецсталь» у Запоріжжі, комбінату «Запоріжсталь», Дніпропетровського металургійного заводу, заводу «Інтерпайп

Сталь» у Дніпрі. Найбільшим є Криворізький гірничо-металургійний комбінат «АрселорМіттал Кривий Ріг». Його номінальна потужність дорівнює приблизно 7,0–7,2 млн т металопродукції (арматури, катанки). Потужність ПРАТ «КАМЕТ-СТАЛЬ» ~ 3 млн т на рік; Дніпропетровського заводу ~ 1 млн т; «Інтерпайп Сталь» ~ 0,7 млн т; «Дніпроспецсталі» ~ 0,5 млн т; «Запоріжсталі» – (3,0–3,5) млн т на рік. Названі металургійні заводи і комбінати нині працюють не на повну потужність зі зрозумілих причин. Але Україна має можливості збільшити обсяги виробництва та розширити сортамент металургійної продукції у повоєнний час.

Реально можна очікувати, що у повоєнний час потреба України у металопродукції буде складати від 7,0 до 10,0 млн т на рік. Значно зросте, зокрема, потреба будівельної галузі України у арматурі, балках, швелерах тощо. Тобто у металі, призначеному для будівництва. Очікується зростання попиту в арматурі до 1,7 млн т на рік. У 2024 році внутрішнє споживання металопрокату в Україні дорівнювало орієнтовно 3,5 млн т.

Враховуючи все вищевикладене, вже зараз необхідно оцінити фізичний стан обладнання і виконати поглиблений техніко-економічний аналіз можливостей гірничо-металургійного комплексу України на перспективу з обґрунтуванням різних варіантів припустимого розвитку ГМК для забезпечення у повоєнний період як внутрішньої потреби економіки держави, так й максимального збільшення експорту металопродукції.

Одним із основних завдань у стратегії відновлення гірничо-металургійного комплексу України у повоєнний час є визначення концепції його розвитку на довгострокову перспективу. Зважаючи на вищевикладене, зрозуміло, що внаслідок наявності на меткомбінатах України значної кількості доменних печей, діяльність яких можна реанімувати, ці агрегати будуть визначати напрями і першочергові заходи щодо відновлення чорної металургії України у повоєнний період. Традиційним технологічним маршрутом виробництва сталі залишиться доменна піч – конвертер – прокатний стан [4–5]. Має посилити свої позиції за обсягами виробництва електровиплавлення чавуну та сталі із металобрухту.

Ливарне виробництво. Відповідальні задачі щодо забезпечення металовиробами інфраструктури України при її відбудові будуть покладені на ливарне виробництво, яке спроможне відносно швидко збільшити обсяги і розширити сортамент продукції, що виготовляють [6]. Ливарне виробництво, яке можна вважати підгалуззю гірничо-металургійного комплексу України, що працює переважно на машинобудування, потребує особливої уваги при вирішенні проблеми, яка розглядається. Слід згадати, що на початку 90-х років минулого століття загальна кількість ливарних підприємств різної потужності в Україні дорівнювала приблизно 1500 одиниць, які виробляли ~ 6,5 млн т литва на рік. У 2002–2003 роках обсяги виробництва ливарної продукції скоротилися до ~ 3,0 млн т продукції на рік. У 2014–2015 роках – до 500–600 тис. т. Зараз обсяг виробництва литва в Україні за різними оцінками складає близько 350 тис. т на рік.

Результати виконаних розрахунків засвідчили, що у повоєнний період потреба України у литві буде складати орієнтовно до 1 млн т на рік. Потужності діючих і тимчасово зупинених ливарних підприємств нині не перевищують 1,0–1,2 млн т литва на рік. Але гнучкість цієї підгалузі гірничо-металургійного комплексу України дозволяє у повоєнний час порівняно швидко збільшити обсяги виробництва ливарної продукції до 2,8–3,0 млн т на рік. Можливості реалізації зазначеного потенціалу ливарної промисловості України забезпечуються окрім усього іншого наявністю достатньої кількості металобрухту в державі.

Важливо підкреслити, що відродження потенціалу гірничо-металургійного комплексу України у повоєнний період має передбачати не тільки відновлення і модернізацію потужностей зазначених вище промислових об’єктів, а й будівництво нових сучасних металургійних підприємств для виробництва металопродукції, яка нині в Україні не виробляється або її в державі не вистачає. При вирішенні цієї задачі необхідно визначити економічну доцільність посилення ГМК України новими металургійними потужностями, яких за спеціалізацією продукції, що виробляють, бракує в нашій державі. Зокрема доцільним виглядає будівництво ливарно-прокатного модуля потужністю ~ 1 млн т для виробництва високоякісної тонкоштабової гарячекатаної сталі, наприклад на металургійному заводі у Дніпрі.

Детального опрацювання потребує й бізнес-план будівництва рейкобалкового стану, наприклад, на метзаводі у Кам'янському. Слід розглянути діяльність організації виробництва жерсті тощо. При вирішенні задачі модернізації свого ГМК Україна, враховуючи його специфіку, не повинна йти по шляху примітивного копіювання технічних і технологічних рішень, які були реалізовані, навіть успішно, за кордоном. Треба чітко і всебічно орієнтуватися виключно на власні потреби, інтереси, можливості.

Першочерговим завданням для нашої держави є розробка і реалізація на рівні Уряду України заходів економічного стимулювання бізнесу для заохочення інвестування у розбудову ГМК України. Необхідно забезпечити з боку влади України системну підтримку модернізації металургійного комплексу. Влада України має забезпечити створення на державному рівні ефективних організаційних форм співпраці, зокрема кооперації, підприємств ГМК України з промисловістю дружніх нам країн.

У цілому тема повоєнного відродження потенціалу гірничо-металургійного комплексу має стратегічне значення для України. Через забезпечення усіх інших галузей промисловості металопродукцією ГМК може стимулювати розвиток усієї економіки держави.

Розглянуті вище питання щодо відродження ГМК потребують детального опрацювання, всебічного наукового дослідження, підготовки ефективних техніко-економічних рішень на державному рівні. Для фахового визначення шляхів відродження ГМК України мають бути залучені Національна академія наук України, проєктні та науково-дослідні інститути, університети відповідного профілю і, безумовно, колективи промислових підприємств металургійного спрямування, задіяні усі інтелектуальні ресурси держави. Долю гірничо-металургійного комплексу України має вирішувати держава, а не тільки власники підприємств, навіть великих, бо це проблема загальнонаціонального масштабу. Йдеться про національні інтереси України. Гірничо-металургійний комплекс України, будучи її стратегічним ресурсом, має стати локомотивом розвитку національної економіки.

Література

1. Мазур В.Л., Голубченко А.К. Потенціал гірничо-металургійного комплексу України в умовах зростання вартості енергоносіїв (економічний аспект проблеми). Металургійна та гірничорудна промисловість. 2006. № 6. С. 1–6.

2. Мазур В.Л., Голубченко А.К. Аналіз тенденцій розвитку гірничо-металургійного комплексу України. Сталь. 2007. № 4. С. 83–93.

3. Мазур В.Л., Скороход О.Б. Конкурентні позиції підприємств гірничо-металургійного комплексу України. Економіка України. 2009. № 3. С. 4–18.

4. Мазур В.Л., Ноговіцин О.В., Клименко С.І., Сіренко К.А. Пріоритетні напрями і задачі стратегії повоєнного відновлення потенціалу гірничо-металургійного комплексу. Матеріали XXI Міжнародної науково-практичної конференції «Литво. Металургія–2025». С. 499–503.

5. Меркулов О.Є. Чи є місце доменній печі в умовах Європейського зеленого курсу? Вісник НАН України. 2024. № 4. С. 69–79.

6. Мазур В.Л., Попов Є.С., Клименко С.І., Сіренко К.А. Задачі ливарних підприємств у відновленні інфраструктури України. Метал та лиття України. 2023. Т. 31. № 1 (332). С. 63–68.

Максимов С. Ю, Прилипко О. О.
(ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, Київ)

ОСОБЛИВОСТІ ДОСЛІДЖЕННЯ ЗВАРЮВАЛЬНОГО ПРОЦЕСУ ПРИ ДІЇ ЗОВНІШНЬОГО ЕЛЕКТРОМАГНІТНОГО ПОЛЯ В УМОВАХ ВОДНОГО СЕРЕДОВИЩА

E-mail: ead56@ukr.net

Зварні шви сучасних підводних металоконструкцій відповідального призначення часто за рівнем механічних властивостей не повинні поступатися швам, виконаним на суші. У той же час фізико-хімічні та металургійні процеси при зварюванні під водою протікають в важких, екстремальних умовах, що обумовлює складність отримання якісних з'єднань. Попередні досліди з використанням спеціального порошкового дроту підтвердили ефективність цього напряму. Але

чутливість технології до хімічного складу сталі та навіть незначних відхилень умов зварювання (солона чи прісна вода, її температура, глибина зварювання та інше) викликають необхідність спеціальних досліджень. При порушенні нормального перебігу процесу зварювання можливі виникнення різних дефектів у будові шва, які знижують механічні властивості шва та з'єднання загалом, особливо їх міцність.

Цей процес протікає тим сильніше, чим більший гідростатичний тиск. Зміна умов зварювання істотно змінює характер протікання газообмінних реакцій, процес кристалізації розплавленого металу і формування структури металу шва

Для подальшого вдосконалення технології механізованого підводного зварювання було використано методи математичного моделювання, як найбільш раціональні для оптимізації експериментальних досліджень в умовах водного середовища. Математичні моделі дозволили врахувати вплив як первинних чинників, а саме заданий струм і напругу в зварювальному ланцюгу і індукторі, властивості матеріалів і умови протікання процесу, так і вторинних - формування структури металу шва і зони термічного впливу і властивості зварного з'єднання.

Максимальне підвищення технологічних та фізико-хімічних властивостей зварних з’єднань досягається у певному діапазоні параметрів електромагнітного впливу. Для цього за заданою геометрією системи, фізичними характеристиками матеріалів, з яких виготовлені конструктивні елементи, електричному з'єднанню елементів, заданими струмами в первинних обмотках необхідно визначити розподіл електродинамічних зусиль в рідкому провіднику - розплаві ванни.

Вирішення проблеми ефективності процесу дугового зварювання з дією керуючих магнітних полів дозволить підвищити продуктивність процесу. Проведені дослідження підтвердили ефективність використання ЗЕВ в умовах зварювання під водою для усунення негативного впливу гідростатичного тиску та водного середовища. Попередні експерименти показали значне зниження розмірів пор і їх більш рівномірне розташування в об’ємі металу зварних швів, зменшення параметра кристалічної ґратки.

Таким чином, дослідженнями зварних з'єднань, отриманих зварюванням під водою, встановлено, що застосування ЗЕВ забезпечує: подрібнення зеренної

структури фериту; рівномірний розподіл густини дислокацій у внутрішніх об’ємах бейнітних складових, відсутність зон локалізованої деформації по границях рейкових структур; зниження рівня локальних внутрішніх напружень. Виконано аналіз впливу структурних факторів на дислокаційному рівні на зміну локальних внутрішніх напружень – зон локалізації деформації в структурах верхнього та нижнього бейніту для досліджуваних варіантів зварних з'єднань. Встановлено структурні умови одержання якісних зварних з'єднань при зварюванні низьколегованих сталей під водою, які забезпечують їх тріщиностійкість. Найбільш прийнятна структура металу зварних з’єднань при зварюванні під водою формується в умовах застосування ЗЕВ, що забезпечує високий рівень механічних властивостей та тріщиностійкість зварних з'єднань.

Масалітіна О. В., Пензєв П. С., Севоян А. А., Акімов О. В.
(НТУ «ХПІ», м. Харків)

ДОСЛІДЖЕННЯ УТВОРЕННЯ ПРОМІЖНОГО ПОКРИТТЯ ТИТАНОВОЇ ВСТАВКИ

E-mail: oleg.akimov@khpi.edu.ua

Для отримання міцного металевого зв'язку в композиції чавун – титановий сплав необхідна проміжна вставка, що забезпечує змочування титану розплавом чавуну та запобігає утворенню крихких інтерметалевих сполук. Основні вимоги до проміжного покриття це підвищення змочування титанової вставки розплавом чавуну та запобігання утворенню крихких фаз на межі розділу чавун – титан.

Проблеми полягають у низькій розчинності заліза в титані (менше 0,2 % при 590 °С) та формуванні на межі тендітного дифузійного шару інтерметалічних сполук. Для поліпшення змочування поверхні титану застосовують металеві покриття, здатні відновлювати оксиди титану.

Згідно з багатьма дослідженнями, відновити оксид титану можна за допомогою металів з більшою спорідненістю до кисню, ніж сам титан. Метали з відповідним термодинамічний потенціал: алюміній, кальцій, магній. Однак кальцій доріг та реагує з азотом, що обмежує промислове застосування; магній при 1000 К

відновлює лише до TiO, а за більш високих температур взаємодіє з матеріалом поршня; алюміній утворює з титаном сплав, з якого важко видалити алюміній.

Отже, пряме використання цих металів як відновників недоцільно, що вимагає пошуку інших методів підвищення змочуваності титанової поверхні вставки. Хімічна підготовка поверхні титанової вставки значно підвищує її активність. На поверхню наносять галоїдні плівки, що сприяє покращенню змочування при взаємодії з розплавом чавуну.

Як флюси застосовуються суміші галогенідних солей, наприклад безкисневі фторидні флюси серії АН Т. У дослідженні оцінювали вплив флюсів АН Т1 і АН Т3 на змочуваність (табл. 1).

Таблиця 1 – Вплив флюсів АН Т1 і АН Т3 на змочуваність

Флюс	**Склад, % мас.**
АН Т1	CaF_2 – 79,5; $BaCl_2$ – 19,0; NaF – 1,5
АН Т3	CaF_2 – 87,6; $BaCl_2$ – 10,7; NaF – 1,7

Поверхню титанової вставки попередньо травляли (соляна кислота, азотна кислота, фтористий натрій, вода), потім занурювали в розплав солей. Отримане покриття нерівномірне, товщина 0,5–2 мм. При витримці в розплаві чавуну (1350–1400 °C) флюсова плівка повністю не розплавлялася, і сплавлення в зоні контакту не було. Це показало обмежену ефективність флюсів для покращення змочуваності, що зробило ключовим вибір металевого покриття для вставки титану.

Висновки:

Пряме відновлення оксидів титану металами (Ca, Mg, Al) має серйозні технологічні та економічні обмеження. Флюси можуть покращити активність поверхні, але не забезпечують повноцінного змочування при контакті з розплавом чавуну. Найбільш перспективним напрямком залишається використання металевого проміжного покриття, що забезпечує: відновлення поверхневих оксидів, поліпшення змочуваності розплавом чавуну, зниження утворення тендітних інтерметалевих фаз. Таким чином, подальші дослідження були зосереджені на розробці та оптимізації металевих проміжних покриттів для титану, які можуть ефективно взаємодіяти з розплавом чавуну, формуючи міцний біметалічний зв'язок.

Небожак І. А.[1], Дзевін Є. М.[2], Дерев'янко О. В.[3], Горбачов І. М.[1]
([1]ФТІМС НАН України, Київ; [2]ІМФ ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ; [3]ІПМ ім. І. М. Францевича НАН України, Київ)

ГРАНИЦЯ КОРОТКОЧАСНОЇ МІЦНОСТІ ДВОМІРНОГО ЛКМ СИСТЕМИ [СЧ300 – Ст3 – ЧХ3], ОДЕРЖАНОГО У «ПОРОЖНИНІ» ЛИВАРНОЇ ФОРМИ ЗА ЛГМ-ПРОЦЕСОМ

E-mail: nebozhak@ukr.net

Аналіз та узагальнення літературних даних, присвячених створенню, розробці й удосконаленню технологій одержання моно-, багатошарових та армованих литих заготовок із сплавів на основі Fe показав, що традиційні технології їх одержання із сталей і чавунів мають, дотепер, досить обмежене застосування. Це не дозволяє істотно розширити використання у машинобудуванні виробів із диференційованими та спеціальними властивостями (ВДСВ), а також виливків із функціональними шарами, а саме ці заготовки дозволять радикально поліпшити якість, фізико-механічні й експлуатаційні характеристики литих конструкцій. До того ж, для одержання ВДСВ застосовують енерго-, матеріалоємні технології, що не дозволяють, зазвичай, одержати виливок високої розмірної точності та оптимальної собівартості. Крім того, установлено, що найефективнішим методом радикального поліпшення зносостійкості металовиробів із Fe-C-сплавів, виходячи з оптимальної структури конструкційних триботехнічних матеріалів, є армування литих заготовок високомодульними елементами, що може бути досягнуто завдяки використанню прогресивних технологій рідкофазного сполучення. Якість і властивості литих армованих конструкцій (ЛАК) й ВДСВ залежать від багатьох технологічних факторів, у першу чергу, температурно-часових, вплив яких на формо-, структуроутворення, а отже і функціональні характеристики ЛАК, вивчено, наразі, недостатньо.

Найважливішою задачею ливарного виробництва є розробка та впровадження у виробництво виливків із сталей і сплавів, що дозволить вітчизняному машинобудуванню створити новий клас надійної та довговічної техніки на основі новітніх матеріалозберігаючих екологічно чистих технологій. Вітчизняний і зарубіжний досвід показує, що успішне вирішення цієї задачі в

області ливарного виробництва досягається шляхом широкого використання прогресивних методів одержання точних моно- та багатошарових армованих виливків, зміцнених фізичними методами, до яких відносяться усі різновиди ЛГМ-процесу.

Виконана науково-дослідна робота (НДР) присвячена армуванню чавунного виливка листовою сталлю марки Ст3, графітизуючому модифікуванню його структури дисперсним феросиліцієм марки ФС75, а також легуванню піддослідного виливка порошкоподібним ферохромом марки ФХ650А в комплексі. Критеріями оцінки ефективності процесів армування й композиційного зміцнення ливарних сплавів є показники засвоєння дисперсного інокулятора матричним розплавом, їх структура та властивості, що представлено в дисертаційній роботі [1]. Параметри ЛГМ-процесу й методика проведених досліджень достатньою мірою описані автором цієї ж наукової праці.

Важливою механічною характеристикою конструкційного матеріалу є його тимчасовий опір руйнуванню [2] або границя (короткочасної) міцності [3], яка, за визначенням [2, 3], є, умовно, максимально можливим механічним напруженням, що виникає у матеріалі під впливом зовнішнього навантаження зразка в процесі деформування. Таке напруження призводить до руйнування піддослідного матеріалу (розриву зразка), й відповідає максимуму на діаграмі деформування [2]. Границю короткочасної міцності або тимчасовий опір руйнуванню (МПа) визначають, на практиці, за наступною формулою [4]:

$$\sigma_в = \frac{R_m}{S_0}, \qquad (1)$$

де R_m – зусилля (навантаження) руйнування піддослідного матеріалу, Н;

S_0 – початкове значення площі поперечного перетину литого зразка, мм^2.

Проте, визначити безпосередньо дану характеристику як для двомірного литого композиційного матеріалу (ЛКМ) системи [СЧ300 – Ст3 – ЧХ3] взагалі, так і окремо взятих його функціональних шарів, зокрема, в умовах поставленої задачі

виявилося досить складно і, як потім з'ясувалося, – майже неможливо. Щоб виконати завдання досліджень й, тим самим, досягти мети цієї НДР в умовах дослідно-експериментального виробництва ФТІМС НАН України, довелося зробити поправу на той факт, що твердість за Брінеллем піддослідного матеріалу впливає на тимчасовий опір руйнуванню. Оскільки, двомірний ЛКМ системи [СЧ300 – Ст3 – ЧХ3] має чавунну матрицю, то, у нашому випадку, довелося скористатися співвідношенням, яке було запропоноване авторами наукової праці [5] для технічних розрахунків границі міцності чавунного литва:

$$\sigma_в = \frac{HB - 40}{6}, \qquad (2)$$

де *HB* – твердість за Брінеллем піддослідного матеріалу, кгс/мм^2.

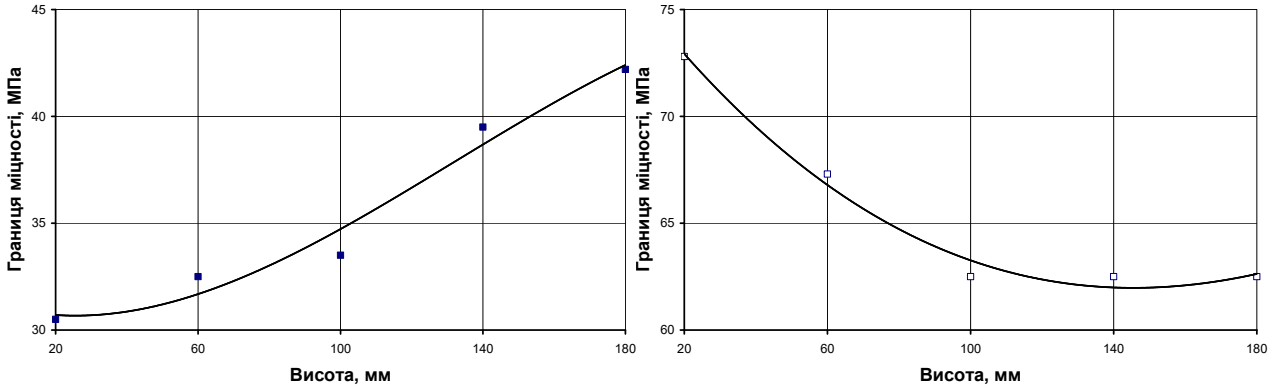
Вихідними даними для проведення необхідних математичних розрахунків при виконання цієї НДР слугували напрацювання кандидатської дисертації Івана НЕБОЖАКА [1], які були результатами вимірювання твердості функціональних шарів двомірного ЛКМ системи [*СЧ300 – Ст3 – ЧХ3*] в процесі його механічних випробувань. Числові значення тимчасового опору руйнуванню зведені у табл. 1 та наглядно представлена далі за текстом.

Таблиця 1 – Границя короткочасної міцності (МПа) двомірного ЛКМ системи [СЧ300 – Ст3 – ЧХ3]

Тип виливка	**Матеріал шару**	**Горизонт литого зразка, мм**				
		20	**60**	**100**	**140**	**180**
ЛКМ	СЧ300	30,5	32,5	33,5	39,5	42,2
	Ст3	–	–	–	–	–
	ЧХ3	72,8	67,3	62,5	62,5	62,5

Аналіз результатів математичних розрахунків, отриманих завдяки співвідношенню (2), дозволив з'ясувати, що тимчасовий опір руйнуванню матеріалу кожного функціонального шару двомірного ЛКМ системи

[СЧ300 – Ст3 – ЧХ3] змінюється по висоті композитного виливка, а графічна інтерпретація розрахункових даних (рис. 1) показала яким чином та якою мірою висота литого зразка впливає на границю міцності сірого чавуну марки СЧ300 ДСТУ 8833: 2019 й хромистого жаро-, зносостійкого чавуну марки ЧХ3 ДСТУ 8851:2019. Із об'єктивних причин [6] тимчасовий опір руйнуванню діафрагми із поцинкованої листової сталі марки Ст3 ДСТУ 2651:2005, що є допоміжним шаром між функціональними шарами двомірного ЛКМ системи [СЧ300 – Ст3 – ЧХ3], як і її твердість, визначену за шкалою Брінелля, відображено не буде.



а б

Рис. 1. Розподіл тимчасового опору руйнуванню функціональних шарів двомірного ЛКМ системи [СЧ300 – Ст3 – ЧХ3] по висоті литого зразка: а – сірий чавун марки СЧ300; б – жаро-, зносостійкий чавун марки ЧХ3

Графічна інтерпретація (рис. 1) результатів математичних розрахунків (табл. 1) дозволила авторам виконаної НДР з'ясувати, що по мірі збільшення висоти композитного виливка від 20 мм до 180 мм границя (короткочасної) міцності сірого чавуну марки СЧ300 поступово зростає від 30,5 МПа до 42,2 МПа, у той час коли таж сама механічна характеристика хромистого жаро-, зносостійкого чавуну марки ЧХ3 монотонно спадає від 72,8 МПа до 62,5 МПа. Обидва матеріали грають роль функціональних шарів двомірного ЛКМ системи [СЧ300 – Ст3 – ЧХ3], про що докладно описано у науковій праці [1].

Внаслідок математичної обробки числового масиву розрахункових даних,

яка полягала у нелінійній апроксимації функціональних співвідношень фізичних величин, заданих у табличній формі (табл. 1), було виведено низку емпіричних рівнянь, що аналітично описують вплив висоти литого зразка на тимчасовий опір руйнуванню двомірного ЛКМ системи [СЧ300 – Ст3 – ЧХ3]. Виведені, таким чином, емпіричні рівняння, які мають вигляд поліноміальних залежностей 3 (третього) порядку, наведені нижче:

$$\sigma_в^{СЧ300} = -3 \cdot 10^{-6} \cdot H_В^3 + 1{,}2 \cdot 10^{-3} \cdot H_В^2 - 5{,}47 \cdot 10^{-2} \cdot H_В + 31{,}348; \quad (3)$$

$$\sigma_в^{ЧХ3} = -9 \cdot 10^{-7} \cdot H_В^3 + 1 \cdot 10^{-3} \cdot H_В^2 - 2{,}27 \cdot 10^{-1} \cdot H_В + 77{,}082. \quad (4)$$

де $\sigma_в^{СЧ300}$, $\sigma_в^{ЧХ3}$ – границя міцності сірого чавуну марки СЧ300 та жаро-, зносостійкого чавуну марки ЧХ3, відповідно, МПа;

$H_В$ – висота литого зразка, мм.

Величина достовірності апроксимації (R^2) співвідношень фізичних величин для кожного із цих рівнянь є достатньою, і становить 0,9704 та 0,9865, відповідно.

Такий тип функціональних залежностей (рис. 1) обумовлений впливом гідро- та газодинаміки ЛГМ-процесу на розподіл таких дисперсних феросплавів як феросиліцій марки ФС75 й ферохром марки ФХ650А в об’ємі металічної ванни. Оскільки, залежність твердості, визначеної за шкалою Брінелля, композитного виливка від гідро-, газодинаміки ЛГМ-процесу достатньою мірою описана у науковій праці [5], то потреба пояснювати співвідношення (3), (4) відпадає.

Внаслідок поставленої у ФТІМС НАН України серії однофакторних експериментів було одержано низку цінних науково-технічних і практичних результатів. Здобуті, таким чином, експериментальні дані, які були покладені в основу проведених математичних розрахунків, дозволили авторам цієї НДР дійти попередніх висновків і визначитися їм у наступному:

а) тимчасовий опір руйнуванню функціональних шарів двомірного ЛКМ системи [СЧ300 – Ст3 – ЧХ3] змінюється по висоті литого зразка, що є результатом впливу гідро- та газодинаміки ЛГМ-процесу;

б) границя міцності сірого чавуну марки СЧ300, в середньому, становить 35,64 МПа, а хромистого жаро-, зносостійкого чавуну марки ЧХ3 – 65,52 МПа, що

є цілком прийнятним для даного способу лиття;

в) собівартість композитних виливків, у тому числі двомірного ЛКМ системи [СЧ300 – Ст3 – ЧХ3], отриманих шляхом інокулювання ливарних сталей і сплавів у «порожнині» ливарної форми за ЛГМ-процесом, є на 15,5…26,2 % нижчою собівартості придатного литва, одержаного традиційними методами, а економічний ефект [7], у першому наближенні, становить 10.557,45 грн/т;

г) успішні виробничі випробування дослідно-екпериментальної партії литих зразків [1] започаткували виробництво ВДСВ у промислових масштабах.

Література

1. Небожак І.А. Інокулювання ливарних сплавів з використанням дисперсно-наповненої моделі, що газифікується: дис. … канд. техн. наук: 05.16.04 / НАН України. ФТІМС. Київ, 2024. 303 с.

2. ДСТУ 2825-94. Розрахунки та випробування на міцність. Терміни та визначення основних понять.

3. Границя міцності: Вікіпедія. URL: https://uk.wikipedia.org/wiki/ Границя_міцності (дата звернення: 27.11.2024).

4. Писаренко Г.С., Квітка О.Л., Уманський Е.С. Опір матеріалів: підручник / За ред. Г.С. Писаренка. Київ: Вища школа, 1993. 655 с.

5. Методичні вказівки до лабораторної роботи № 2 «Визначення твердості металів» з дисципліни «Технологія конструкційних матеріалів» освітньо-кваліфікаційного рівня «Бакалавр» за напрямами 6.050502 «Інженерна механіка», 6.050503 «Машинобудування» та 6.070106 «Автомобільний транспорт» денної і заочної форм навчання / Уклад.: Молчанов В.Ф., Музичка Д.Г., Часов Д.П. Дніпродзержинськ: ДДТУ, 2014. 18 с.

6. Небожак І.А., Дерев’янко О.В., Верховлюк А.М. Дослідження по от-риманню двомірного литого композиційного матеріалу системи [СЧ300–Ст3–ЧХ3]. *Нові матеріали і технології в машинобудуванні:* тези доп. XV Міжнар. наук.-техн. конф. Київ: НТУУ «КПІ ім. Ігоря Сікорського», 2023. С. 246–247.

7. Небожак І.А. Інокулювання ливарних сплавів з використанням дисперсно-наповненої моделі, що газифікується: автореф. дис. … канд. техн. наук: 05.16.04 / НАН України. ФТІМС. Київ, 2024. 28 с.

Недужий А. М., Борисов А. Г., Шеневідько Л. К.
(ФТІМС НАН України, Київ)

ДОСЛІДЖЕННЯ ЗАЛЕЖНОСТІ ТВЕРДОСТІ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ АК7пч ВІД МОРФОЛОГІЇ ТВЕРДОГО РОЗЧИНУ АЛЮМІНІЮ

E-mail: onmlptima@ukr.net

Ливарний алюмінієвий сплав АК7пч застосовують при виробництві значної номенклатури деталей з використанням традиційних технологій лиття (лиття в кокіль, лиття під тиском та ін.), які зазвичай сприяють одержанню металопродукції з дендритною структурою твердого розчину алюмінію. Однак, в останні десятиріччя значного розповсюдження одержали процеси лиття із двофазних алюмінієвих сплавів з певною часткою твердої фази в сплаві (рео- та тиксолиття). Особливістю вказаних технологій лиття є те, що під час заповнення форми двофазним сплавом, первинна тверда фаза має глобулярну форму, яку спостерігають також й в одержаних литих деталях. Мета досліджень полягала у визначенні та порівнянні твердості за Бринеллем (НВ) та мікротвердості фази α-Al і евтектики дендритних і глобулярних морфологій з різними значеннями кристалів твердого розчину алюмінію.

Як об’єкт досліджень застосовували зразки із алюмінієвого сплаву АК7пч з дендритною (табл. 1) і глобулярною (табл. 2) морфологією твердого розчину алюмінію. Морфологію зразків досліджуваного сплаву з дендритною мікроструктурою оцінювали за допомогою середнього значення дендритного параметра (відстань між бічними гілками другого порядку), а зразків сплаву з глобулярною мікроструктурою – середнім розміром глобулярних кристалів (табл. 1 і табл. 2).

Зразки із досліджуваного сплаву для випробування на твердість за Бринеллем виготовляли за стандартною методикою. Твердість зразків сплаву (НВ) випробовували на приладі моделі ТШ-2М з використанням сталевої кульки діаметром 5 мм при зусиллі 2452 Н та тривалості витримки 30 с.

Таблиця 1 – Отримані значення твердості за Бриннеллем (НВ) та мікротвердості для дендритної мікроструктури

№ зразка	Середнє значення дендритного параметра, мкм	НВ	Мікротвердість, кг/мм^2	
			твердий розчин алюмінію	евтектика
1	26	61	25,7	33,4
2	42	58	23,3	37,3
3	69	57	28,1	31,7
4	96	56	30,8	33,0

Таблиця 2 – Отримані значення твердості за Бринеллем (НВ) та мікротвердості для глобулярної мікроструктури

№ зразка	Середній розмір глобуля, мкм	НВ	Мікротвердість, кг/мм^2	
			твердий розчин алюмінію	евтектика
1	87	58	26,0	40,8
2	111	58	27,9	40,2
3	127	54	25,4	32,9
4	134	60	26,3	40,2
5	158	50	23,6	33,5
6	203	57	22,4	41,5
7	212	58	28,0	39,2
8	285	60	28,0	41,4

Мікротвердість твердого розчину алюмінію та евтектики сплаву, що досліджували, випробовували на мікротвердомірі ПМТ-3 при навантаженні на індентор 0,049 Н. На одному зразку досліджуваного сплаву проводили 8 вимірювань мікротвердості (4 для твердого розчину алюмінію та 4 для евтектики), за якими після цього визначали середні величини мікротвердості твердого розчину алюмінію і евтектики кожного зразка. Розраховані середні значення приймали за мікротвердість

твердого розчину алюмінію та евтектики відповідно. Величини дендритного параметра та розміру глобуля кристалів твердого розчину алюмінію визначали шляхом підрахунку на фотографіях мікроструктури досліджуваного сплаву.

Після досліджень впливу дендритного параметра на твердість сплаву встановили, що при підвищенні значення дендритного параметра від 26 до 96 мкм, твердість сплаву за Бринеллем понижується від 61 до 56 одиниць (табл. 1). При дослідженні залежності дендритного параметра від мікротвердості твердого розчину алюмінію було встановлено, що остання підвищується від 25,7 до 30,8 кг/мм^2 із збільшенням значення дендритного параметра від 26 до 96 мкм (табл. 1).

Для глобулярної мікроструктури, з підвищенням розміру глобулярних кристалів від 87 до 285 мкм, твердість сплаву за Бринеллем дещо збільшується – від 58 до 60 одиниць (табл. 2). При цьому значення твердості сплаву за Бринеллем для зразків № 3 і № 5 «випали» із вказаної залежності. Ймовірно, що це може бути пов’язано з тим, що ці зразки сплаву, на відміну від інших зразків досліджуваного сплаву, мали помітну пористість. Дослідження залежності розміру глобулярних кристалів від мікротвердості сплаву показали, що зі збільшенням розміру глобуля від 87 до 285 мкм, мікротвердість твердого розчину алюмінію підвищується від 26,0 до 28,0 кг/мм^2 (табл. 2). Потрібно також відзначити, що для евтектичної складової досліджуваного сплаву значення мікротвердості були суттєво більші внаслідок наявності в ній частинок евтектичного кремнію. Проведені експерименти показали, що з підвищенням розміру глобулярних кристалів від 87 до 285 мкм, значення мікротвердості евтектики практично не змінюються – 40,8-41,4 кг/мм^2 (табл. 2).

Таким чином, проведеними дослідженнями та випробуваннями було показано, що для зразків алюмінієвого сплаву АК7пч з дендритною мікроструктурою, підвищення значення дендритного параметра приводить до певного пониження твердості за Бринеллем і мікротвердості евтектики, а мікротвердість твердого розчину алюмінію дещо підвищується. Встановлено також, що для зразків вказаного сплаву з глобулярною мікроструктурою, підвищення розміру глобулярних кристалів майже не впливає на твердість сплаву за Бринеллем та мікротвердість евтектики, а мікротвердість твердого розчину алюмінію змінюється аналогічно зразкам сплаву з дендритною мікроструктурою.

Недужий А. М., Дука В. М., Вернидуб А. Г.
(ФТІМС НАН України, Київ)

ВПЛИВ МЕХАНІЧНОГО ПЕРЕМІШУВАННЯ З НАСТУПНОЮ ІМПУЛЬСНОЮ ОБРОБКОЮ НА УТВОРЕННЯ НЕДЕНДРИТНОЇ СТРУКТУРИ ФАЗИ α-AL У ВИЛИВКАХ ІЗ ТВЕРДО-РІДКОГО АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ АК7ч

E-mail: onmlptima@ukr.net

Відомо, що перемішування металів та сплавів сприяє одержанню виливків з рівномірним хімічним складом та однорідною структурою зерен литого металу. Перемішування алюмінієвих сплавів в ливарному виробництві широко використовується для одержання якісних литих виробів з підвищеними фізико-механічними характеристиками. На сьогодні розроблено та впроваджено у виробництво багато методів та способів перемішування алюмінієвих сплавів, які відрізняються принципом дії та мають свої конкретні особливості. Серед всіх інших способів перемішування алюмінієвих сплавів, механічне перемішування виділяється простотою реалізації, економічністю та не потребує великих фінансових витрат на впровадження і значних площ в ливарних цехах на підприємствах. При цьому відомо також, що механічне перемішування алюмінієвих сплавів в двофазному стані сприяє утворенню недендритної структури фази α-Al у виливках. Тому, враховуючи вищевказане, одержання виливків із алюмінієвих сплавів з використанням процесу механічного перемішування є актуальним напрямком. Метою досліджень було шляхом механічного перемішування алюмінієвого сплаву марки АК7ч в двофазному стані та наступної імпульсної силової обробки одержати виливки з недендритною структурою фази α-Al.

Досліджуваний алюмінієвий сплав марки АК7ч розплавляли в печі опору з чавунним тиглем, який було обмазано всередині спеціальною вогнетривкою обмазкою. Після розплавлення сплаву, розплав перегрівали до температури 720-750 °С і витримували в тиглі печі приблизно двадцять хвилин. Далі, заливальним ковшем, в якому попередньо розміщували хромель-алюмелеву термопару з діаметром дроту 0,3 мм, відбирали задану кількість розплаву. При

досягненні необхідної температури металу в ковші, в розплав занурювали мішалку і вмикали перемішуючий пристрій. Як мішалку для механічного перемішування досліджуваного сплаву використовували циліндричний стержень із алюмінієвого сплаву. Швидкість перемішування розплаву в заливальному ковші була постійною. В експериментах її змінювали від 120 об./хв. до 400 об./ хв. Перемішування розплаву в ковші здійснювали від температури близько 700 °С до температури 630-620 °С. Після механічного перемішування розплаву в ковші, оброблений сплав заливали в проміжну тонкостінну сталеву форму, в центрі та біля стінки якої також попередньо розміщували аналогічні термопари для контролю температури сплаву. При досягненні потрібної температури двофазного сплаву в проміжній формі та відповідно необхідної кількості твердої фази в сплаві, твердо-рідкий метал із проміжної форми за допомогою спеціального технічного пристосування переміщали в камеру пресування установки лиття під тиском. Далі, на установці лиття під тиском здійснювали запресовування твердо-рідкого сплаву АК7ч в сталеву прес-форму. Прес-форму вказаної установки попередньо нагрівали до температури близько 200 °С та змащували спеціальним протипригарним мастилом. В результаті, одержували виливок, який представляв собою зразок для механічних випробувань з надливною частиною у вигляді прес-залишка та нижнього диску з системою промивників. На одержаних виливках спостерігали певну кількість облою. Вага виливків становила близько 170 г. Після проведення механічних випробувань одержаних литих зразків, із робочої частини останніх вирізали темплети для проведення металографічних досліджень. Вказані дослідження проводили на оптичних мікроскопах МІМ-7 та МІМ-8М з використанням спеціальної цифрової камери DCM130, яка дозволяла виводити зображення мікроструктури сплаву на дисплей персонального комп’ютера (ноутбук SAMSUNG). Мікроструктуру сплаву досліджували в центральній частині зразка, на відстані 0,5 радіусу від центру та в приповерхневій зоні зразка.

В результаті проведених досліджень одержали виливки із алюмінієвого сплаву АК7ч з недендритною структурою фази α-Al. Недендритна структура твердого розчину алюмінію, яка утворилася у виливках, має таку геометрію

кристалів, що наближається до глобулярно-розеткових форм. Середній розмір переважної маси кристалів для більшості експериментальних зразків знаходиться в межах 76-112 мкм. Евтектична складова сплаву у виливках має високодиференційований характер. Ймовірно, що до формування вказаної структури у виливках привів вплив механічного перемішування циліндричним алюмінієвим стержнем та наступна імпульсна силова обробка досліджуваного сплаву в твердо-рідкому стані. Вважається, що при механічному перемішуванні низькоперегрітого досліджуваного сплаву стержнем із алюмінієвого сплаву та при подальшій силовій обробці металу в двофазному стані, утворюється велика кількість додаткових зародків кристалізації. Все це сприяло одержанню виливків з недендритною структурою фази α-Al, рівень механічних властивостей металу яких становив – $\sigma_в$ = 170-200 МПа, δ = 3,2-4,2 %.

Недужий А. М., Пригунова А. Г., Шеневідько Л. К.
(ФТІМС НАН України, Київ)

ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРИ РОЗПЛАВУ, ШВИДКОСТІ ОХОЛОДЖЕННЯ ТА МЕХАНІЧНОГО МОДИФІКУВАННЯ НА СТРУКТУРУ ЗАЕВТЕКТИЧНОГО ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО ПОРШНЕВОГО АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ АК16М2МгЖ

E-mail: onmlptima@ukr.net

Заевтектичні алюмінієві сплави широко застосовують в машинобудуванні та, зокрема, в автомобілебудуванні для виготовлення деталей поршнів. Поршень відноситься до найвідповідальніших деталей в двигунах внутрішнього згорання. Робота поршня полягає в стискуванні паливно-повітряної маси (робочої суміші), сприйманні тиску газів, які утворюються при згоранні робочої суміші та передаванні зусилля за допомогою шатуна на колінчастий вал двигуна автомобіля. Тривала та надійна робота двигунів внутрішнього згорання (бензинових, дизельних, газових та ін.) особливо залежить від якості виготовлення поршнів. В сучасних машинах (автомобілях, кораблях, різної сільськогосподарської техніки…) поршень працює в дуже важких та складних умовах роботи (при високих температурах, довгий час, в умовах тертя, навантажень та ін.). Особливо

важливою характеристикою матеріалу поршня від якої залежить тривала та надійна робота поршня в двигунах автотранспорту є низький коефіцієнт термічного лінійного розширення. Необхідно відзначити, що заевтектичні алюмінієві сплави з підвищеним вмістом кремнію мають низький коефіцієнт термічного лінійного розширення. Мета роботи полягала у встановленні впливу температури розплаву, швидкості охолодження та механічного модифікування на макро- та мікроструктуру заевтектичного експериментального поршневого алюмінієвого сплаву АК16М2МгЖ.

Алюмінієвий сплав розплавляли в печі опору з чавунним тиглем, який був покритий всередині вогнетривкою обмазкою для запобігання насичення розплаву домішками заліза. Після розплавлення досліджуваного сплаву, поверхню розплаву очищали від шлаку і проводили термічний аналіз металу. Вхідними технологічними факторами обрали – температуру розплаву, який заливали в форми, швидкість охолодження сплаву і наявність або відсутність механічного модифікування. Як значення температури розплаву, що заливали в форми, обрали – 620, 650 та 680 °С. Досліджуваний сплав заливали в тонкостінні сталеві кокілі, які забезпечували швидкості охолодження – 0,35 °С/с та 2 °С/с. Для механічного модифікування розплаву застосовували симетричну лопатеву мішалку, яку попередньо покривали спеціальною протипригарною фарбою. Механічне модифікування розплаву здійснювали в розливальному ковші, який був покритий всередині і зовні протипригарною фарбою. Вимірювання температури розплаву, який заливали в кокілі проводили з використанням хромель-алюмелевих термопар з діаметром дроту 0,3 мм. Вказані термопари попередньо встановлювали та закріплювали в розливальному ковші. Швидкість механічного модифікування розплаву в ковші була постійною і становила – 200 об./хв. Механічне модифікування проводили в ковші від температури розплаву 700 °С до вказаних вище величин температури розплаву, при яких заливали сплав в форми. Далі, механічно модифікований розплав заливали в форми, які забезпечували вищезазначені швидкості охолодження сплаву. Після затвердівання розплаву в кокілях, із одержаних виливків вирізали темплети і виготовляли шліфи для

подальших металографічних досліджень. На виготовлених шліфах здійснювали дослідження макро- і мікроструктури заевтектичного експериментального поршневого алюмінієвого сплаву. Мікроструктурні дослідження сплаву проводили на оптичному мікроскопі МІМ-8М із застосуванням цифрової камери DCM520, яка була підключена до персонального комп'ютера (ноутбук SAMSUNG). Вказана цифрова камера виводила зображення мікроструктури досліджуваного сплаву на екран ноутбука.

Після аналізу одержаних результатів було встановлено, що зниження температури розплаву від 680 °С до 620 °С, збільшення швидкості охолодження сплаву від 0,35 °С/с до 2 °С/с і наявність механічного модифікування сплаву приводить до певного зменшення величини рівновісних кристалів в макроструктурі заевтектичного експериментального сплаву АК16М2МгЖ. Необхідно також відзначити, що чітко виражених стовпчастих кристалів в макроструктурі досліджуваного сплаву не зафіксували. При аналізі мікроструктури вказаного експериментального сплаву, на шліфах спостерігали в основному поліедричні, а також дещо рідше двійникові кристали первинного кремнію. Після проведення мікроструктурних досліджень сплаву було встановлено, що пониження температури розплаву від 680 °С до 620 °С, підвищення швидкості охолодження сплаву від 0,35 °С/с до 2 °С/с і наявність механічного модифікування сплаву приводить до зменшення розміру кристалів первинного кремнію і середнього значення дендритного параметра для дендритних кристалів первинної алюмінієвої фази. Потрібно також зазначити, що при цьому спостерігали деяке зниження розмірів залізовмісних інтерметалідних фаз β-$FeSiAl_5$ і α-$(FeMn)_3Si_2Al_{15}$. При аналогічній зміні вхідних технологічних факторів відбувається також і певне подрібнення евтектичних колоній в заевтектичному експериментальному поршневому алюмінієвому сплаві АК16М2МгЖ.

Нейма О. В., Хорошко І. В.
(ФТІМС НАН України, Київ)

ВИЗНАЧЕННЯ КРАТНОСТІ ВИКОРИСТАННЯ РОЗЧИННИКІВ У ПРОЦЕСІ ЛИТТЯ В КЕРАМІЧНІ ФОРМИ ЗА ПОЛІМЕРНИМИ МОДЕЛЯМИ

E-mail: Neima_Alex@ukr.net

Однією з ключових переваг способу лиття в оболонкові керамічні форми за полімерними моделями, що розчинюються, є можливість отримання складнопрофільних виливків високої точності та зниження енергетичних витрат у порівнянні з традиційними методами. Важливим фактором, що визначає економічну та екологічну ефективність даної технології, є можливість багаторазового використання розчинників. Незважаючи на очевидну доцільність їх повторного застосування, дане питання залишається недостатньо вивченим.

Отже, метою роботи є встановлення максимально допустимої кількості циклів (кратність) використання розчинників зі збереженням прийнятної розчинювальної здатності при видаленні пінополістиролових (ППС) моделей та оцінка впливу ступеня насичення продуктами деструкції на кінетику процесу розчинення.

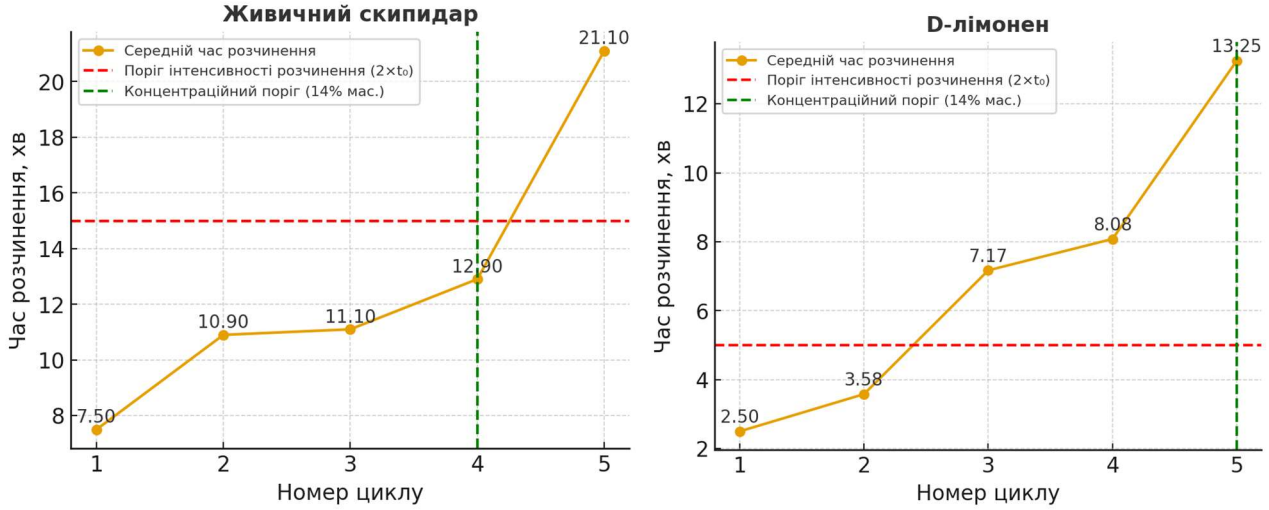
Для дослідження кратності використання розчинників проведено серію експериментів по розчиненню зразків із ППС марки ПСБ-35 (EPS-250) по ДСТУ EN 13163:2019 (EN 13163:2012 + A1:2015, IDT). Зразки мали циліндричну форму діаметром 42 мм, висотою 36 мм, об’ємом 50 см³ та масою 1,5 г. Їх виготовляли вирізанням на фрезерному верстаті з ЧПК із пінополістиролової плити густиною 30 кг/м³. На основі попередніх досліджень в якості розчинників були вибрані живичний скипидар, D-лімонен та розчинник 646. Об’єм розчинників складав 50 см^3, тобто витратний коефіцієнт одиниці об’єму розчинника / до одиниці об’єму моделі становив 1/1. Маса розчинників складала 44 ± 2 г, а температура під час експерименту підтримувалася на рівні 25 °C.

Дослідження проводилося шляхом послідовного занурення ППС зразків у той самий розчинник без його заміни з наступним контролем швидкості

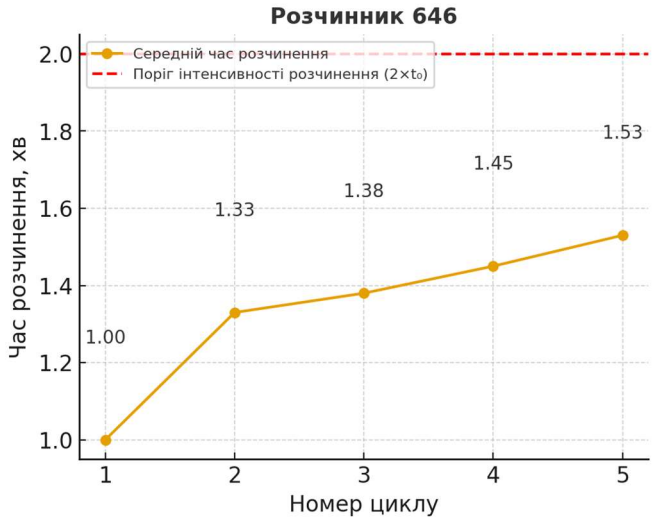
розчинення, та насиченості продуктами деструкції. Для кожного циклу занурювався новий зразок та визначався час його повного розчинення. На кожному етапі визначали час повного розчинення трьох зразків і обчислювали середнє значення.

Для оцінки оптимальної кратності використання розчинників використано два критерії, а саме порогове значення часу доцільності використання розчинників, яке було прийнято як подвоєне значення першого циклу та концентраційний поріг – насичення розчинника продуктами деструкції полімеру до рівня 14-15 % мас. Перший критерій показує стабільність роботи розчинника та регулює потоковий ритм та часові ліміти отримання готових керамічних форм під заливання при серійному та масовому виробництвах. Другий критерій регулює ступінь насичення розчинника продуктами деструкції ППС та його вплив на його розчинну здатність. У процесі багаторазового використання розчинників при видаленні ППС моделей відбувається зростання в'язкості розчину, знижуються дифузійні процеси та рухливість молекул розчинника, що призводить до зниження швидкості проникнення розчинника у пори та гранули ППС та, відповідно зниження кінетичних характеристик розчинення. Окрім цього, значне насичення розчину гелеподібними продуктами деструкції пінополістиролу може призвести до їх осідання на стінках керамічної форми та в подальшому спричинити дефекти виливків у вигляді газових раковин, пористості і т. п. Тому, враховуючи вищенаведене та попередні дослідження концентраційний поріг складав не більше 14-15 % мас.

Результати експериментів по визначенню кратності використання живичного скипидару (рис. 1 а, табл. 1) показали, що час розчинення зразків поступово збільшується із кожним наступним циклом використання розчинника. Для першого циклу середній час становив 7,5 хв, що прийнято за базове значення (t_0), а в п'ятому вже виріс до 21,1 хв.



а б



в

Рис. 1. Залежність часу розчинення ППС зразків від кратності використання розчинників: а – живичний скипидар; б – D-лімонен; в – розчинник 646

Порогове значення часу доцільності використання живичного скипидару становило 15 хв. Аналіз отриманих даних свідчить, що починаючи з п’ятого циклу середній час розчинення перевищує допустиме значення, а отже подальше використання розчинника є недоцільним. При цьому концентрація полімерного залишку після четвертого циклу вже досягає значення ≈ 17-18 % мас., при якому розчинення істотно уповільнюється, що свідчить про суттєве насичення розчинника продуктами деструкції полімеру та значне зниження його розчинної

здатності. Таким чином, оптимальна кратність використання живичного скипидару становить як по часу розчинення, так і по масовій концентрації не більше чотирьох циклів. Це зумовлює можливість багаторазового використання живичного скипидару без критичного зниження ефективності.

Таблиця 1 – Результати визначення кратності використання розчинників

Розчинник	Час 1-го циклу, хв (t_0)	Поріг інтенсивності розчинення ($2\times t_0$), хв	Концентрація ППС у розчиннику, % (по циклах)	Межа досягнення концентрації 14% мас.	Оптимальна кратність використання
Живичний скипидар	7,5	15,0	3,5; 7,0; 10,5; **14,0**; 17,5	4-й цикл	4 цикли
D-лімонен	2,5	5,0	3,3; 6,5; 9,8; **13,0**; 16,3	5-й цикл	3-4 цикли
Розчинник 646	1,0	2,0	Не насичує	-	>5

Розчинення в D-лімонені відбувалося значно швидше (рис. 1 б, табл. 1): перший цикл – 2,5 хв, що свідчить про високу розчинювальну здатність. Проте вже після другого – третього циклу середній час перевищив поріг інтенсивності розчинення (подвоєний початковий час ≈ 5 хв), хоча абсолютні значення часу (7-8 хв) залишаються меншими, ніж у скипидару навіть на перших циклах. Далі спостерігалося стрімке зростання тривалості процесу: на четвертому циклі час наближався до 8 хв, а на п’ятому – перевищив 13 хв, що вказує на зниження розчинної здатності. Концентраційний поріг 14 % мас. досягався швидше – вже після четвертого циклу. Отже, оптимальна кратність застосування D-лімонену обмежується трьома – чотирма циклами. D-лімонен забезпечує значно швидше розчинення на початкових циклах, але швидко втрачає ефективність через насичення продуктами деструкції. Натомість живичний скипидар демонструє повільніше розчинення, однак забезпечує більшу кратність використання.

Таким чином, визначені порогові значення не слід інтерпретувати як абсолютні показники ефективності розчинників. Вони більш відображають динаміку зниження розчинювальної здатності у порівнянні з початковим станом. У практичному плані D-лімонен забезпечує швидке й ефективне розчинення навіть при зменшеній кратності використання, тоді як скипидар характеризується більшою стійкістю до насичення продуктами деструкції, але значно повільнішим початковим процесом.

При розчиненні ППС зразків в розчиннику 646 перший цикл тривав 1 хв, п’ятий – 1,5 хв (рис. 1 в). Початковий час розчинення навіть у п’ятому і більше циклах не перевищує заданого порогу (2 хв). Це означає, що розчинник 646 може застосовуватися для багатократного використання без значного зниження швидкості розчинення. Однак, при цьому розчинення зразків відбувалося неповністю. Після кожного циклу залишався нерозчинений щільний згусток ППС значно зменшеного об’єму, який вилучався з розчинника перед початком наступного циклу. Відповідно, концентрація розчину практично не змінювалася, тому час розчинення зростав незначно. Цей розчинник має високі кінетичні показники, але проблема неповного розчинення ППС обмежує його практичне застосування та вимагає пошуку технологічних рішень для видалення нерозчинених залишків ППС з керамічних форм.

Отже, було визначено оптимальну кратність використання органічних розчинників для видалення полімерних моделей, що забезпечує баланс між економічністю процесу та якістю оболонкових керамічних форм. Запропонований підхід дозволяє знизити витрати на розчинники та мінімізувати негативний екологічний вплив технології лиття за моделями, що розчинюються.

Пензєв П. С., Севоян А. А., Масалітіна О. В., Акімов О. В.
(НТУ «ХПІ», м. Харків)

ОБҐРУНТУВАННЯ МАТЕРІАЛУ ТА КОНСТРУКТИВНИХ ПАРАМЕТРІВ БІМЕТАЛІЧНОГО ПОРШНЯ

E-mail: oleg.akimov@khpi.edu.ua

Сучасне двигунобудування розвивається у напрямі підвищення потужності та економічності двигунів внутрішнього згоряння (ДВЗ), що потребує зростання їх форсованості. Поршні є ключовими елементами, що визначають надійність та довговічність роботи двигуна. Їх характеристики безпосередньо залежать від матеріалів і конструктивних рішень.

До поршневих матеріалів пред'являються високі вимоги: жароміцність, зносостійкість, низький коефіцієнт лінійного розширення та стійкість до газової корозії. Алюмінієві сплави (силуміни) традиційно використовуються в середньому діапазоні ефективних тисків ДВС (1,2-1,7 МПа), проте їх теплостійкість обмежує можливості подальшого форсування. Чавун перевершує алюмінієві сплави по теплостійкості, модулю пружності та коефіцієнту теплового розширення, забезпечуючи працездатність при тиску до 2,2 МПа. Особливо перспективний чавун з вермікулярним графітом (ЧВГ), що має підвищену теплопровідність і пластичність. Недоліком чавуну є значна питома вага та зниження міцності при температурах вище 600 °С. Кераміка та металокераміка демонструють високу жаростійкість, але мають низьку тріщиностійкість та високу вартість. Титанові сплави системи Ti-Si (Тікад) поєднують переваги металів і керамік: низьку щільність, жароміцність, малу теплопровідність, високу тріщиностійкість та питому міцність у широкому температурному діапазоні. Це робить їх перспективними для застосування у поршнях нового покоління.

Таким чином, найбільш раціональним рішенням є створення біметалічного поршня: чавунна основа з вставкою титану в зоні камери згоряння. Таке поєднання забезпечує високу міцність, зносостійкість та стійкість до теплових навантажень.

Надійність роботи біметалічного поршня багато в чому визначається конфігурацією камери згоряння та вставки. Найбільш простими та технологічними

є днища плоскої або злегка опуклої форми. Камера ЦНДДІ (Центральний науково-дослідний дизельний інститут) відрізняється підвищеною температурною напругою, тоді як тороїдальна форма збільшує довговічність майже в 40 разів. Для запобігання перегріву та руйнуванню канавок під компресійні кільця застосовуються чавунні або аустенітні вставки. Перспективним є використання теплоізоляційних вставок у днищі поршня, які зменшують тепловтрати та підвищують економічність двигуна. Особлива увага приділяється вибору товщини стінок вставки: дуже тонкі призводять до деформацій, дуже товсті – до відшаровування. Оптимальна товщина не менше 2 мм.

Для оцінки теплової навантаженості було розглянуто завдання теплопровідності двошарової системи «чавун-титан». Розрахунки показали: температура поблизу пазів має наближатися до середньої температури згоряння палива; товщина стінок має бути мінімальною за умови міцності; температура у зоні верхнього поршневого кільця має перевищувати 250 °С.

Висновки:

Проведені дослідження показують, що монометалеві поршні (алюмінієві або чавунні) не здатні забезпечити надійну роботу в умовах високого ступеня форсування ДВЗ. Найбільш перспективним рішенням є використання біметалічного поршня з чавунною основою та титановою вставкою системи Ti-Si, що оформляє камеру згоряння. Таке конструктивне рішення дозволяє: підвищити теплостійкість та зносостійкість поршня; стабілізувати теплові зазори та знизити витрату масла; збільшити довговічність двигуна; покращити паливну економічність без збільшення максимального тиску згоряння. Розробка та впровадження біметалічних поршнів відкриває нові можливості для створення двигунів нового покоління з підвищеними експлуатаційними характеристиками.

Петриченко С. В.[1], Наріжний О. А.[1], Ямшинський М. М.[1], Биба Є. Г.[1], Мініцький А. В.[1], Барабаш М. Ю.[1, 2], Кивгило Б. В.[1], Лук'яненко І. В.[1]
([1]КПІ ім. Ігоря Сікорського», Київ; [2] Технічний центр НАН України, Київ)

КОМПЛЕКСНА ОЦІНКА ЕКОЛОГІЧНИХ ТА ТЕХНОЛОГІЧНИХ АСПЕКТІВ УТИЛІЗАЦІЇ АЛЮМІНІЄВОГО БРУХТУ ВІЙСЬКОВОГО ПОХОДЖЕННЯ

Внаслідок війни в Україні накопичується значна кількість пошкодженої військової техніки, що створює значні екологічні проблеми та економічні виклики. Переробка алюмінієвого брухту з військової техніки вирішує дві ключові проблеми: запобігає екологічному забрудненню від корозії металів і дозволяє повторно використовувати цінні ресурси [1, 2]. Виробництво первинного алюмінію вимагає великих витрат енергії та призводить до значних викидів парникових газів. Натомість, його переробка є набагато менш енергоємною та екологічно чистою, що робить алюміній більш екологічним матеріалом [1-3].

В роботі вивчено можливості виплавляння якісного алюмінієвого сплаву шляхом прямої переробки цілісного зразка пошкодженої військової техніки, оминаючи етапи попереднього розділення та сортування шихти.

Для досягнення мети роботи визначено завдання: розробити ефективну технологію переробки алюмінієвого брухту з метою зниження енергоспоживання та викидів парникових газів. Оптимізувати застосування плавильних флюсів для підвищення ефективності процесу.

Для плавильних робіт як сировину використовували залишки зруйнованої БМП-1. З метою масштабування процесу, було відібрано зразки різних елементів корпусу в рівних пропорціях. Таким чином, була сформована шихта загальною масою 8,5 кг, яка складалася безпосередньо з алюмінієвих частин корпусу, а також містила сторонні домішки, такі як сталеві кріплення, компоненти електроніки, гільзи та полімерні матеріали. З метою рафінування була підготовлена евтектична суміш солей NaCl-KCl у пропорції 50/50%. Суміш була попередньо висушена при температурі 120 °C протягом 30 хвилин для видалення вологи. Потім були сформовані наважки, загорнуті у фольгу, що забезпечило зручність їх введення в розплав та запобігло передчасному розсипанню.

Аналіз хімічного складу брухту виявив наявність цинку, концентрація якого залежить від масової частки залишкових елементів корпусу. Встановлено, що повне видалення цинку з розплаву є технічно неможливим. Знизити його вміст можна за допомогою продування розплаву аргоном або плавленням у вакуумі, однак ці методи є технологічно складними. У цьому дослідженні якість отриманого сплаву оцінюється на основі аналізу його хімічного складу, механічних властивостей, фазового складу та мікроструктури.

Додавання цинку до алюмінієвого розплаву покращує механічні властивості матеріалу, підвищуючи їх до 140 МПа, завдяки низці хімічних та фізичних ефектів. Цинк змінює фазову структуру алюмінієвого сплаву, формуючи нові інтерметалідні фази (Al_2Zn, AlZn та $AlZn_2$), які підвищують його механічні властивості. Завдяки своїй високій твердості, ці фази перешкоджають пластичній деформації, що, своєю чергою, збільшує тимчасовий опір розтягуванню. Ця структурна зміна також сприяє досягненню оптимального балансу між міцністю та пластичністю сплаву [4-6].

Цинк у значних кількостях розчиняється в алюмінії, утворюючи твердий розчин заміщення. Це спричиняє спотворення кристалічної ґратки алюмінію. Атоми цинку, маючи більший атомний радіус, ніж атоми алюмінію, створюють локальні напруження в ґратці, що ускладнює рух дислокацій та зміцнює сплав. Введення цинку змінює енергію міжатомних зв'язків, підвищуючи опір пластичній деформації. Після оброблення сольовою сумішшю та легування цинком відбулося подрібнення структури з 45 мкм до 30 мкм.

У межах дослідження було розроблено технологію перероблення відходів алюмінієвої броні зруйнованої військової техніки. Цей метод дає змогу отримувати сплави, хімічний склад яких близький до стандартних деформованих алюмінієвих сплавів, зокрема 1925 та В95. Запропонована технологія є перспективною з погляду екологічної доцільності та економічної вигоди, оскільки забезпечує ефективне використання вторинних ресурсів з мінімальним негативним впливом на довкілля.

Література:

1. Жирохов М. Алюмінієва броня десанту. – Київ: Patriot Book, 2020. – 80 с.

2. Сучасні перспективні металеві матеріали для бронеперешкод (огляд) / Г. А. Кононенко, Т. В. Кімстач, О. А. Сафронова, Р. В. Подольський, О. В. Пучіков, О. П. Клинова // Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії. 2022. Вип. 36. С. 325-342. DOI: 10.52150/2522-9117-2022-36-325-342.

3. International Aluminium Institute. Global Aluminium Cycle 2019. Alucycle 2020. https://alucycle.international-aluminium.org/public-access/.

4. Ritchie H, Roser M. CO_2 and greenhouse gas emissions. / Ritchie H, Roser M. // OurWorldInDataOrg. – 2020 – no. 1 – https://ourworldindata.org/co2-and-other-greenhouse-gas-emissions.

5. Пригунова А.Г., Тубольцев Л.Г., Нарівський А.В., Сокол Л.В. Алюмінієва промисловість України: від занепаду до потенційного зростання // Метал та лиття України. – 2022. – № 3 (330). – С. 8–20. – DOI: 10.15407/steelcast2022.03.008.

6. International Aluminium Institute. Prim Alum Smelt Power Consum 2020. https://www.world-aluminium.org/statistics/primary-aluminium-smelting-powerconsumption/.

Півнюк М. П.
(ВНТУ, м. Вінниця)

ІНФОРМАЦІЙНО-ВИМІРЮВАЛЬНІ СИСТЕМИ ДЛЯ ТРАНСПОРТУВАННЯ ТВЕРДИХ ПОБУТОВИХ ВІДХОДІВ

E-mail: pivnyuck.k2019@gmail.com

У світі все більшої актуальності набуває проблема управління відходами, зокрема побутовими [1]. Зростаюча кількість твердих побутових відходів (ТПВ) створює серйозні екологічні та економічні проблеми для багатьох країн [2-8]. Одним із найважливіших етапів управління відходами є їхній збір та транспортування [9-13], що вимагає відповідального та ефективного підходу з боку організацій, що займаються управлінням відходами. У цьому контексті інформаційно-вимірювальні системи стають дедалі більш важливим інструментом

для підвищення ефективності процесу транспортування ТПВ [14-16]. Їхнє використання дозволяє зменшити витрати на транспортування та збільшити точність та швидкість збору ТПВ. У даній роботі будуть розглянуті основні типи інформаційно-вимірювальних систем для транспортування твердих побутових відходів та їх переваги в контексті підвищення ефективності управління відходами.

Інформаційно-вимірювальні системи (ІВС) для транспортування ТПВ є однією з найважливіших компонентів системи управління відходами. Вони використовуються для збору даних про вагу, місцезнаходження та маршрути транспортування відходів. Інформація, яка збирається за допомогою ІВС, може бути використана для підвищення ефективності управління відходами та зниження витрат на їх транспортування [17].

Одним з основних типів ІВС для транспортування твердих побутових відходів є системи моніторингу ваги. Вони встановлюються на транспортні засоби, що використовуються для збору відходів, і дозволяють точно визначати вагу зібраних відходів. Це дозволяє уникнути перевезення неповної вантажівки, що знижує витрати на паливо та знижує вплив транспорту на довкілля.

Іншим типом ІВС є системи GPS. Вони використовуються для визначення місцезнаходження транспорту з відходами та дозволяють ефективніше планувати маршрути. Крім того, системи GPS дозволяють зменшити час, що витрачається на транспортування відходів, та підвищити точність управління процесом збору відходів.

Третім типом ІВС є системи контролю маршруту. Вони використовуються для моніторингу пройденого маршруту транспортного засобу з відходами та визначення часу, що витрачається на проїзд кожної ділянки маршруту. Це дозволяє зменшити витрати на паливо та підвищити ефективність процесу транспортування.

ІВС для транспортування ТПВ виконують різноманітні функції, які значно сприяють ефективному управлінню відходами та зниженню витрат на їхнє транспортування сміттєвозами [18-20], що виконують технологічні операції за допомогою гідравлічного приводу робочих органів [12-25], який широко застосовується зокрема у комунальних машинах [26-30].

Однією з основних функцій ІВС є збір даних про вагу відходів, що дозволяє точно визначити вагу зібраних відходів та уникнути перевезення неповної вантажівки, що знижує витрати на паливо та знижує вплив транспорту на довкілля. Крім того, збір даних про вагу відходів дозволяє точно розрахувати обсяги відходів, що може бути корисним для планування їх подальшої переробки та утилізації.

Іншою важливою функцією ІВС є визначення місцезнаходження транспорту з відходами за допомогою систем GPS, що дозволяє ефективніше планувати маршрути та зменшувати час на транспортування відходів. Крім того, системи GPS дозволяють зменшити витрати на паливо та знизити вплив транспорту на довкілля, оскільки вони допомагають обирати найбільш оптимальний маршрут.

Третьою функцією ІВС є моніторинг маршруту транспорту з відходами, що дозволяє визначати час, що витрачається на проїзд кожної ділянки маршруту та зменшувати витрати на паливо [31].

ІВС для транспортування ТПВ мають багато переваг, які сприяють ефективному управлінню відходами та зменшенню витрат на їх транспортування. Ось кілька головних переваг:

1. Зменшення витрат на паливо: ІВС дозволяють визначити найкоротший та найоптимальніший маршрут, що зменшує час транспортування відходів та витрати на паливо. Крім того, системи GPS дозволяють точно визначити місцезнаходження транспорту з відходами, що дозволяє уникнути зайвих пробігів та зменшити витрати на паливо.

2. Зменшення впливу на довкілля: Ефективне управління транспортуванням відходів за допомогою ІВС дозволяє зменшити кількість викидів в атмосферу та забруднення ґрунту [32-34]. Також, зменшення кількості часу, що витрачається на транспортування відходів, допомагає зменшити транспортні затори та забруднення повітря.

3. Точність та надійність: Завдяки використанню сучасних технологій, ІВС забезпечують точне та надійне вимірювання ваги відходів та місцезнаходження транспорту з відходами. Це дозволяє зменшити кількість помилок та уникнути зайвих витрат на перевезення неповних вантажівок [35-37].

4. Ефективне управління відходами: ІВС дозволяють збирати та аналізувати дані про вагу та обсяги відходів, що збираються. Це дозволяє ефективніше планувати їх подальшу переробку та утилізацію [38].

Таким чином інформаційно-вимірювальні системи для транспортування ТПВ є важливим елементом в ефективному управлінні відходами та охороні довкілля, що дозволяє зменшити витрати на збір та транспортування, а також збільшити ефективність утилізації та переробки відходів. Основні переваги використання інформаційно-вимірювальних систем для транспортування твердих побутових відходів полягають у збільшенні точності вимірювання, зменшенні витрат на перевезення та обробку відходів, збільшенні ефективності утилізації відходів та зменшенні впливу на довкілля. Крім того, вони сприяють підвищенню ефективності управління відходами та забезпечують точне відслідковування руху відходів. Інформаційно-вимірювальні системи для транспортування твердих побутових відходів відіграють важливу роль в збереженні навколишнього середовища та забезпеченні сталого розвитку. Важливою складовою є вибір відповідної системи, яка буде відповідати потребам конкретного міста або регіону. За використання інформаційно-вимірювальних систем для транспортування твердих побутових відходів можна очікувати збільшення ефективності та зменшення витрат на управління відходами та збереження навколишнього середовища.

Література

1. Попович В.В. та ін. Ефективність експлуатації сміттєвозів у середовищі «місто–сміттєзвалище» // Науковий вісник НЛТУ України. 2017. Т. 27, № 10. С. 111-116.

2. Alieva M. et al. Conceptual options for the development and improvement of medical science and psychology. International Science Group, 2023. 117 p.

3. Kazachiner O. et al. Theoretical foundations of pedagogy and education. International Science Group, 2022. 602 p.

4. Hladyshev D., Hnat H. Prospective directions of scientific research in engineering and agriculture. International Science Group, 2023. 464 p.

5. Савицький М. та ін. Педагогічні студії з підготовки будівельно-архітектурних фахівців: дидактичний та виховний аспекти. Дніпро: ПДАБА, 2022. 483 р.

6. Kornylo I., Gnyp O. Scientific foundations in research in Engineering. Primedia eLaunch, 2022. 709 p.

7. Azarenkov V. et al. Modern teaching methods in pedagogy and philology. Primedia eLaunch, 2023. 580 p.

8. Kazachiner O., Boychuk Y. Theoretical and scientific foundations of pedagogy and education. International Science Group, 2022. 476 p.

9. Березюк О.В. Вібраційний гідропривод плити пресування твердих побутових відходів у сміттєвозах : дис. … канд. техн. наук : 05.02.03. Вінниця, 2005. 217 с.

10. Khrebtii H. et al. Innovative ways of improving medicine, psychology and biology. Primedia eLaunch, 2023. 305 p.

11. Boiko T. et al. Theoretical foundations of engineering. Tasks and problems. International Science Group, 2021. Vol. 3. 485 p.

12. Березюк О.В. Науково-технічні основи проектування приводів робочих органів машин для збирання та первинної переробки твердих побутових відходів: автореф. дис. д. т. н., Хмельницький. 2021. 46 с.

13. Постанова Кабінету Міністрів України від 4 березня 2004 року № 265 «Про затвердження Програми поводження з твердими побутовими відходами».

14. Березюк О.В. Оптимізація завантаження твердих побутових відходів у сміттєвози. Системи прийняття рішень в економіці, техніці та організаційних сферах: від теорії до практики: колективна монографія у 2 т. Т. 2. Павлоград: АРТ Синтез-Т. 2014. С. 75-83.

15. Березюк О.В. Математичне моделювання динаміки гідроприводу робочих органів завантаження твердих побутових відходів у сміттєвози // Вісник ВПІ. 2009. № 4. С. 81-86.

16. Сміттєвоз кузовний КО-436: технічний опис і інструкція з експлуатації. Турбів. 1996. 27 с.

17. Kovalev M.P., Kovaleva I.V. Information-measuring systems for transportation of solid household waste, 2019, URL: https://bmcpublichealth.biomedcentral.com/articles/10.1186/s12889-021-12274-7

18. Березюк О.В. Дослідження динаміки гідроприводу робочих органів завантаження твердих побутових відходів у сміттєвози // Вісник ОДАБА. 2009. № 33. С. 403-406.

19. Березюк О.В. Аналітичне дослідження математичної моделі гідроприводу повороту важеля маніпулятора на операції завантаження твердих побутових відходів у сміттєвоз // Вісник ВПІ. 2010. № 3. С. 93-98.

20. Березюк О.В., Савуляк В.І. Вплив характеристик тертя на динаміку гідроприводу вивантаження твердих побутових відходів із сміттєвоза // Проблеми тертя та зношування. 2015. № 3 (68). С. 45-50.

21. Petrov O., Kozlov L., Lozinskiy D., Piontkevych O. Improvement of the hydraulic units design based on CFD modeling // In: Lecture Notes in Mechanical Engineering XXII. 2019. P. 653-660.

22. Піонткевич О.В., Сухоруков С.І., Сердюк О.В., Домославський В.М. Про лазерний технологічний комплекс на машинобудівному підприємстві // Вісник машинобудування та транспорту. 2022. № 16(2). С. 96-100.

23. Kozlov L., Polishchuk L., Piontkevych O., Purdyk V., Petrov O., Tverdomed V., Tungatarova A. Optimization of Design Parameters of a Counterbalance Valve for a Hydraulic Drive Invariant to Reversal Loads // Mechatronic Systems. Vol. 1. Routledge, London, 2021. P. 137-148.

24. Козлов Л., Репінський С., Паславська О., Піонткевич О. Характеристики мехатронного приводу під час просторового руху маніпулятора // Наукові праці ВНТУ. 2017. № 2. 9 с.

25. Лозінський Д.О., Козлов Л.Г., Піонткевич О.В., Кавецький О.І. Оптимізація електрогідравлічного розподільника з незалежним керуванням потоків // Вісник машинобудування та транспорту. 2023. № 17 (1). С. 87-91.

26. Polishchuk L.K., Piontkevych O.V., Dynamics of adaptive drive of mobile machine belt conveyor // 22nd International Scientific Conference «MECHANIKA 2017». Kaunas, 2017. P. 307-311.

27. Polishchuk L., Khmara O., Piontkevych O., Adler O., Tungatarova A., Kozbakova, A. Dynamics of the conveyor speed stabilization system at variable loads // Informatyka, Automatyka, Pomiary W Gospodarce i Ochronie Środowiska. 2022. Vol. 12, No. 2. P. 60-63.

28. Kozlov L., Burennikov Yu., Piontkevych O., Paslavska O. Optimization of design parameters of the counterbalance valve for the front-end loader hydraulic drive // Proceedings of 22nd International Scientific Conference «MECHANIKA 2017». Kaunas University of Technology, Lithuania, 2017. P. 195-200.

29. Піонткевич О.В. Математична модель гідроприводу фронтального навантажувача з гальмівним клапаном // Вісник машинобудування та транспорту. 2015. № 2. С. 83-90.

30. Березюк О.В. Аналітичне дослідження математичної моделі гідроприводу вивантаження твердих побутових відходів із сміттєвоза // Промислова гідравліка і пневматика. 2011. № 34 (4). С. 80-83.

31. Akimov A.I. et al. System for monitoring the transportation of solid household waste. 2017. URL: https://www.mdpi.com/2071-1050/13/23/13104

32. Березюк О.В. Визначення параметрів впливу на частку диференційовано зібраних твердих побутових відходів // Вісник ВПІ. 2011. № 5. С. 154-156.

33. Березюк О.В., Березюк Л.Л. Побудова моделей залежності концентрацій сапрофітних бактерій у ґрунті від відстані до полігону захоронення твердих побутових відходів // Вісник ВПІ. 2017. № 1. С. 36-39.

34. Коц І.В., Березюк О.В. Вібраційний гідропривод для пресування промислових відходів // Вісник ВПІ. 2006. № 5. С. 146-149.

35. Березюк О.В. Планування багатофакторного експерименту для дослідження вібраційного гідроприводу ущільнення твердих побутових відходів. Вібрації в техніці та технологіях. 2009. № 3. С. 92-97.

36. Bereziuk O., Petrov O., Lemeshev M., Slabkyi A., Sukhorukov S. Transient Processes Quality Indicators of the Rotation Lever Hydraulic Drive for the Dust-Cart Manipulator // Lecture Notes in Mechanical Engineering. 2023. Vol. 2. P. 3-12.

37. Березюк О.В. Аналітичне дослідження математичної моделі гідроприводу вивантаження твердих побутових відходів із сміттєвоза // Промислова гідравліка і пневматика. 2011. № 34(4). С. 80-83.

38. Kozlov A.V., Pchelintsev D.V. The development of information and measuring system for solid household waste collection. 2016. URL: https://www.roedl.com/insights/kazakhstan-waste-management-effectiveness-environmental-code

Пригунова А. Г.[1], Ноговіцин О. В.[1], Аюпова Т. А.,[2] Кошелєв М. В.[1]
([1]ФТІМС НАН України, Київ; [2]УДУНТ МОН України, м. Дніпро)

ФАЗОВО-СТРУКТУРНІ ПЕРЕТВОРЕННЯ У ВИСОКОМІЦНОМУ СПЛАВІ 7075 ПРИ ПЛАВЛЕННІ, КРИСТАЛІЗАЦІЇ ТА ТЕХНОЛОГІЧНИХ ФАКТОРАХ ВПЛИВУ

E-mail: adel_nayka@ukr.net

Алюмінієвий сплав 7075 системи Al–Zn–Mg–Cu залишається одним із базових конструкційних матеріалів сучасного авіабудування завдяки поєднанню малої густини та високих міцнісних характеристик [1,2]. Проте попри десятиліття його практичного застосування, питання фазового складу цього сплаву досі не має однозначного трактування. У літературі наводяться протирічні дані щодо складу та стабільності інтерметалідних фаз, особливо за умов високих швидкостей охолодження, характерних для процесів валкової розливки [3-7]. Ще більш дискусійними є відомості про подальшу еволюцію фазового складу під час гарячого вальцювання та термічних обробок, коли формується остаточний комплекс експлуатаційних властивостей [8-9]. Нестабільність структурно-фазового стану, спричинена варіаціями у складі й режимах обробки, зумовлює значні відмінності у властивостях навіть у межах одного класу сплавів.

Попередні дослідження стосувалися переважно сплавів систем Al–Mg–Si, Al–Zn–Mg, Al–Cu–Mg [10-11], однак систематичних даних про сплави серії 7xxx при використанні комбінованої технології «валкова розливка – гаряче вальцювання – термічна обробка» практично немає. Це створює наукову й технологічну «білу пляму», заповнення якої є критично важливим для подальшої оптимізації виробництва високоміцних алюмінієвих матеріалів. Саме усунення цих протиріч і стало метою даної роботи.

Досліджено сплав 7075 з максимально допустимим вмістом цинку (табл. 1).

Фазові перетворення аналізували методом диференційного термічного аналізу (ДТА) на приладі Derivatograph Q 1500–D (MOM, Угорщина). Проби масою $140 \pm 0{,}1$ мг нагрівали та охолоджували зі швидкістю 5 °C/хв у повітрі в діапазоні 25-750 °C [12]. Температури плавлення та кристалізації визначали графічно (точність ± 0,5 °C), а площу піків – чисельним інтегруванням кривої $\Delta T=f(\tau)$.

Таблиця 1 – Хімічний склад досліджуваного сплаву 7075 (мас. %)

Zn	Mg	Cu	Mn	Fe	Si	Al
6,1	2,8	1,7	0,24	0,15	0,05	решта

Розливку проводили на двовалковій установці (діаметр валків 420 мм, довжина бочки 600 мм) зі швидкістю охолодження близько 10^3 °C/с. Метал заливали з перегрівом 10-20 °C відносно температури ліквідусу, визначеної за ДТА, що запобігало витіканню розплаву.

Гаряче вальцювання проводили при 370 °C на зразках розміром ~40×150-200 мм зі ступенем деформації ε = 0-88 % на чотирьохвалковому стані (діаметр робочих валків 90 мм, ширина 200 мм, швидкість 2 м/хв).

Термічну обробку здійснювали за трьома режимами:

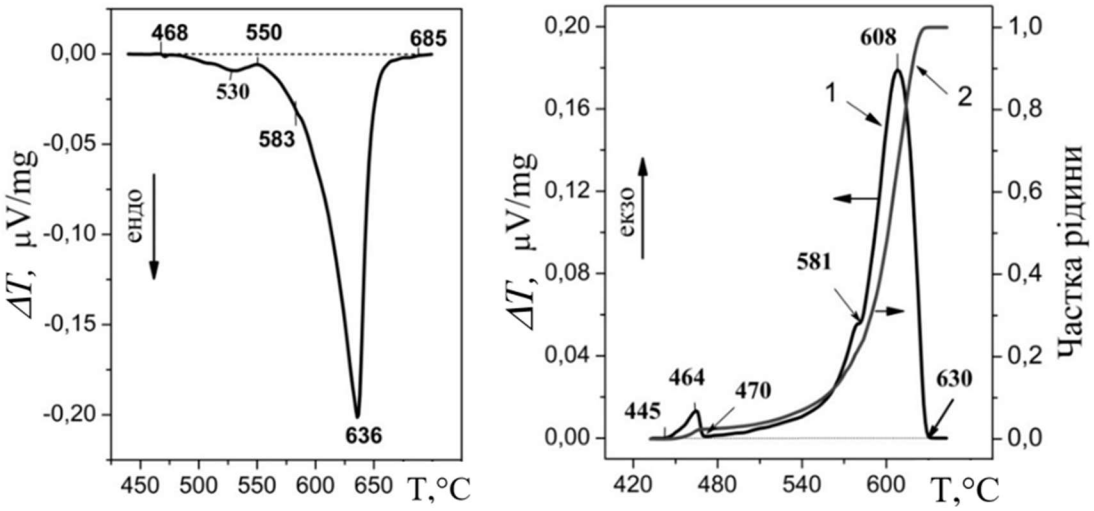
- ТО1 – відпал при 400 °C/2 год з охолодженням у печі до 150 °C, далі – на повітрі;
- ТО2 – 460 °C/30 хв → гартування → старіння 72 год при кімнатній температурі;

– ТО3 – 460 °С/30 хв → гартування → старіння 24 год при 120 °С → охолодження на повітрі.

Мікроструктуру аналізували на оптичному мікроскопі AXIOVERT-200MAT після травлення 0,5 % розчином HF. Хімічний склад фаз визначали на растровому електронному мікроскопі Mira 3 LMU (Tescan) зі спектрометром Oxford X-Max 80; діаметр зони активації становив ≈1 мкм.

Рентгеноструктурний аналіз здійснювали на дифрактометрі ДРОН-3 у монохроматизованому CoK_α-випромінюванні (λ = 1,7902 Å). Фази ідентифікували за базою даних електронної картотеки PCPDFWIN.

Методом ДТА встановлено, що плавлення сплаву 7075 починається з низькотемпературних евтектик у широкому інтервалі 468-550 °С, що супроводжується значним поглинанням теплової енергії (рис. 1, а). Визначено температуру ліквідусу 630 °С та солідусу 468 °С, отже, інтервал кристалізації становить 162 °С.



а б

Рис.1. ДТА криві плавлення (а) та кристалізації (б) досліджуваного сплаву

Асиметрична форма піку на ДТА-кривій у діапазоні 468–550 °С свідчить про багатостадійність процесу плавлення. У межах 468-525 °С розчиняються щонайменше чотири фази: $MgZn_2$, $Al_2Mg_3Zn_3$, Al_2CuMg і Mg_2Si, що зумовлює значний

тепловий ефект. Початкові реакції у 468-480 °С, ймовірно, відбуваються за схемами: (Al) + $MgZn_2$ → L та (Al) + $Al_2Mg_3Zn_3$ → L. Подальше плавлення Mg_2Si (478-525 °С) [25] та Al_2CuMg (490-501 °С) може здійснюватися за спільною реакцією (Al) + Al_2CuMg + Mg_2Si → L. У діапазоні 525-550 °С відбувається перетворення (Al) + $CuAl_2$ → L, що за рівноваги реалізується при 549 °С.

На кривій також фіксується слабкий ендотермічний пік при 583 °С, пов'язаний із плавленням незначної кількості залізовмісних фаз. Найбільш виражений ендотермічний ефект у зоні 583-685 °С відповідає розпаду й плавленню пересиченого твердого розчину (Al).

Кристалізація починається при 630 °С з утворення первинних кристалів (Al) (рис. 1, б). Евтектичні перетворення спостерігаються при ~581 °С та в інтервалі 470-445 °С, відбуваючись з виділенням тепла за більш низьких температур, ніж відповідні процеси плавлення. Найбільший обсяг твердої фази (до 82 %) формується у період зниження температури від 630 до 560 °С. Подальше охолодження лише незначно впливає на співвідношення рідкої й твердої фаз.

Характерною особливістю сплаву 7075 є широкий інтервал кристалізації, майже на 30 °С більший, ніж у сплаву Д16 (2024) [13], що ускладнює отримання якісної стрічки методом лиття-вальцювання. З огляду на визначену температуру ліквідусу (630 °С), розливку проводили при 640-650 °С, а режими термічної обробки обирали з урахуванням нерівноважного солідусу (468 °С).

За даними фазового рентгеноструктурного аналізу після валкової розливки в сплаві 7075 виявлено: твердий розчин алюмінію (Al), інтерметаліди $CuAl_2$, $MgZn_2$, $Al_2Mg_3Zn_3$, Al_2CuMg, Al_6CuMg_4, Mg_2Si, Al_7Cu_2Fe і Al(Fe, Mn)Si (рис. 2).

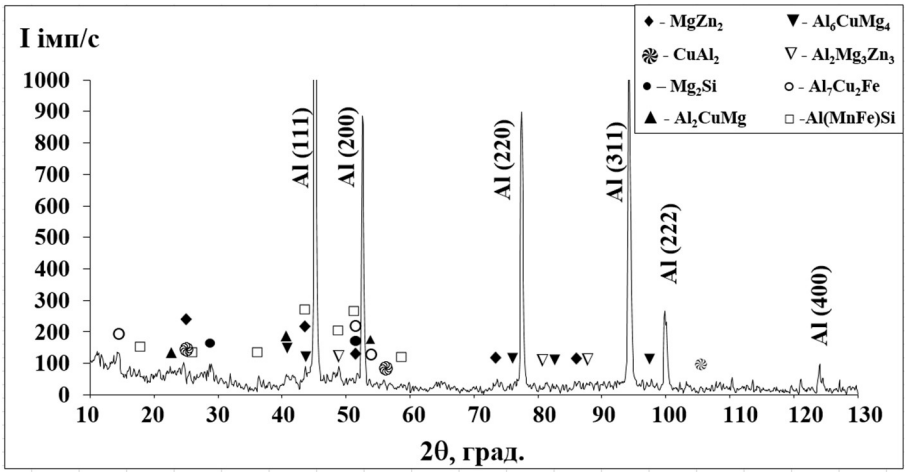


Рис. 2. Дифрактограма сплаву 7075 після валкової розливки

З метою глибшого розкриття особливостей структуро- та фазоутворення сплаву 7075 здійснено комплексне дослідження його мікроструктури за різних умов формування.

У традиційно литому стані (швидкість охолодження 0,5-1,0 °С/с) структура є переважно недендритною і складається з твердого розчину цинку, міді та магнію в алюмінії розеткової морфології разом з інтерметалідними фазами (рис. 3, а).

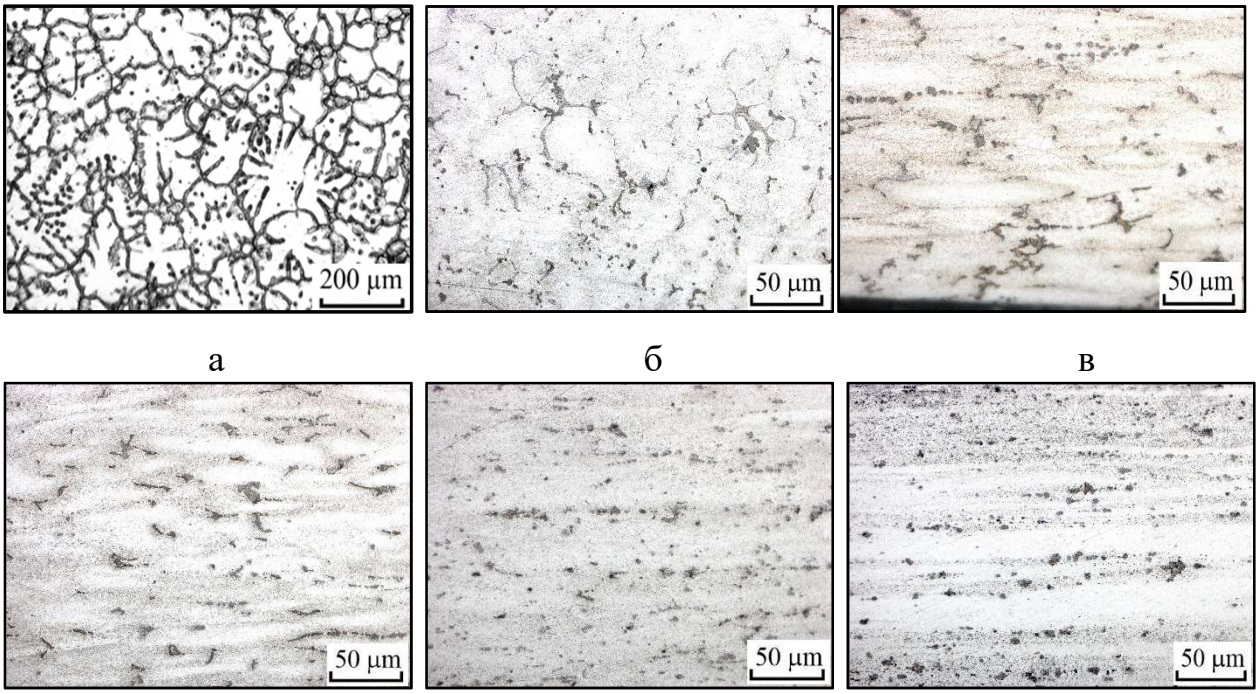
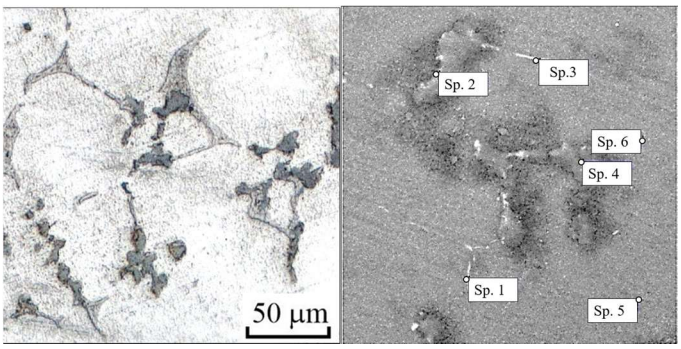


Рис. 3. Мікроструктура сплаву 7075 після різних режимів обробки: а – традиційно литий; б – валкова розливка; в – ε = 64 %; г – ε = 72 %; д – ε = 80 %; е – ε = 88 %. Анізотропія відповідає напрямку вальцювання

При валковій розливці, за умов високошвидкісного охолодження (~10^3 °C/c), формується недендритна структура з глобулярними зернами (Al) та вираженою міжзеренною ліквацією (рис. 3, б). Усередині зерен фіксуються дисперсні інтерметаліди, на їх межах утворюються нерівноважні евтектики (рис. 4), які включають сполуки, що містять Zn, Cu, Al, а також залізовмісні інтерметаліди типу Al(Fe,Mn)Si з домішками міді й цинку. У матриці (Al) розчиняються цинк, мідь і магній у загальній кількості близько 11 мас. %.

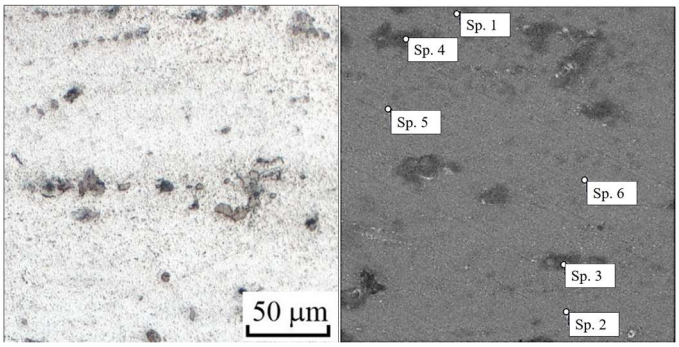
Подальше гаряче вальцювання (рис. 3, в, г) змінює мікроструктуру залежно від ступеня деформації. При ε = 72 % первинні кристали (Al) орієнтуються у напрямку вальцювання, а їх розмір у площині, перпендикулярній до поверхні стрічки, зменшується (рис. 3, г). На межах зерен (Al) змінюється співвідношення фаз Al–Cu–Mg та Al–Mg–Zn на користь останніх (рис. 5).



а б

Рис. 4. Мікроструктура (а) та локальний вміст хімічних елементів (б) на межах зерен (Sp. 1-4) і в матриці (Sp. 5, 6) після валкової розливки

Спектр	Mg	Al	Si	Mn	Fe	Cu	Zn
	мас %						
1	3,18	80,40	0,09	0,41	0,00	3,86	12,06
2	3,23	51,95	1,15	2,15	11,08	15,97	14,48
3	1,27	67,41	1,00	1,88	12,67	8,67	7,11
4	0,93	58,38	1,07	2,62	15,70	11,38	9,91
5	1,90	88,83				1,79	7,48
6	1,93	89,28				1,59	7,19



а б

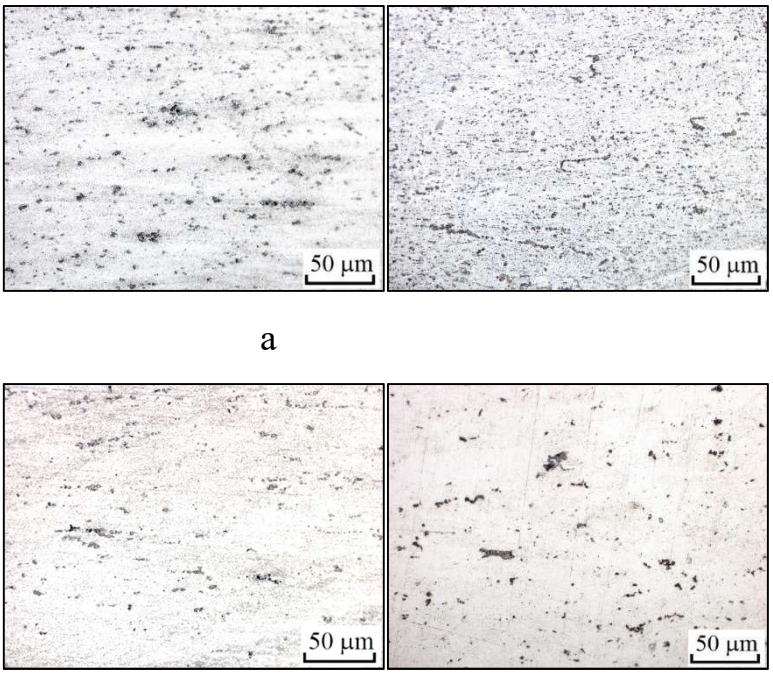
Рис. 5. Мікроструктура (а) і локальний вміст хімічних елементів (б) на межі зерен (Sp. 1-4) і в матриці (Sp. 5, 6) після валкової розливки та гарячого вальцювання при ε = 72 %

Spectrum	Mg	Al	Si	Mn	Fe	Cu	Zn
	мас %						
1	2,51	54,50	1,25	2,91	15,90	18,15	4,79
2	2,01	78,85	0,49	0,61	5,09	5,23	7,72
3	3,90	61,72	0,86		7,13	10,39	16,00
4	2,66	76,15	0,52		4,27	5,39	11,01
5	2,58	85,82				3,00	8,60
6	1,96	88,30				2,19	7,55

Також виявлено інтерметалід (Al, Cu, Fe), близький за стехіометрією до Al_7Cu_2Fe, який містить домішки Si, Zn і Mn. Підвищення ступеня деформації до 72-80 % (рис. 3, д) сприяє подрібненню інтерметалідів та їх частковому розчиненню, що збільшує пересичення матриці до 12,9 мас. %. При ε = 88 % структура стає виражено анізотропною, з орієнтацією зерен і фаз у напрямку вальцювання (рис. 3, е).

Після реалізації комплексної схеми «валкова розливка + гаряче вальцювання (ε = 72 %) + термічна обробка» структура сплаву набуває орієнтованого характеру та ознак сфероїдизації (рис. 6). Відпал (ТО1) зумовлює подрібнення й сфероїдизацію інтерметалідів, За режиму ТО2 фіксується розчинення зміцнюючих

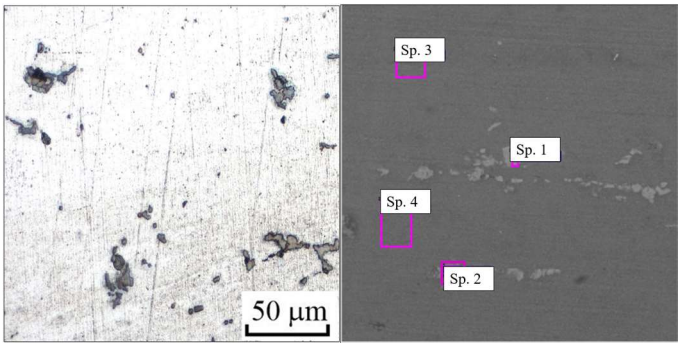
фаз і зменшення їхньої частки, тоді як стабільні залізовмісні інтерметаліди кристалізаційного походження зберігаються, формуючи ланцюжкові утворення під час пластичної деформації (рис. 6, 7).



а б

в г

Рис. 6. Мікроструктура сплаву після комплексного оброблення «валкова розливка + гаряче вальцювання (ε = 72 %) + термічна обробка»: а – без ТО; б – ТО1; в – ТО2; г – ТО3



а б

Рис. 7. Мікроструктура (а) і локальний вміст хімічних елементів (б) на межі зерен (Sp. 1, 2) і в матриці (Sp. 3, 4) після валкової розливки та гарячого вальцювання з термічною обробкою за режимом ТО2

Spectrum	Mg	Al	Si	Mn	Fe		Cu	Zn
		мас. %						
1	0,59	58,65	1,54	3,22	20,29		12,55	3,17
2	0,46	57,34	1,63	4,33	18,83		13,79	3,61
3	2,12	87,21					2,96	7,70
4	2,21	87,14					2,82	7,83

Перенасичення твердого розчину (12,8 мас %) майже таке, як після гарячого вальцювання (12,9 мас %), але з меншим вмістом магнію і, відповідно, більшим міді і цинку (рис.7). Перехід до штучного старіння (ТО3) супроводжується збільшенням розмірів евтектичних колоній та інтерметалідних частинок, але при цьому вони залишаються компактними; ступінь перенасичення твердого розчину знижується до 11,8 мас %.

Таким чином, досліджений сплав 7075, з гранично допустимим вмістом цинку, має наступний фазовий склад: (Al), $MgZn_2$, $Al_2Mg_3Zn_3$, Al_2CuMg, Mg_2Si, $CuAl_2$, Al_7Cu_2Fe. Співвідношення фаз і мікроструктура істотно залежать від умов обробки, що створює потужний інструмент для керованої модифікації його експлуатаційних характеристик за рахунок спрямованого впливу на фазові перетворення.

Література

1. Белецкий В. М., Кривов Г. А. Алюминиевые сплавы (состав, свойства, применение): Справ. изд. под ред. акад. И. Н. Фридляндера. – К.: ЗАО «КОМИНТЕХ», 2005. –366 с.

2. Zaki A (Ed.). Aluminium alloys – Recent trends in processing and degradation of aluminum alloys, 2-nd edition. InTech, ITAvE, 2016. – 528 p.

3. Mondal C. and Mukhopadhyay A. K. On the nature of T($Al_2Mg_3Zn_3$) and S(A1ZnCuMg) phase present in as-cast and annealed 7055 aluminum alloy // Mater. Sci. Eng. A. – 2005.– A391. – P. 367–376.

4. Lim S. T., Eun I. S., and Nam S. W. Control of equilibrium phases (M, T, S) in the modified aluminum alloy 7175 for thick forging applications // Mater. Trans. – 2003. – 44, No. 1. – P. 181–187. DOI: 10.2320/matertrans.44.181.

5. Behzad Binesh and Mehrdad Aghaie-Khafri. Phase evolution and mechanical behavior of the semi-solid SIMA processed 7075 aluminum alloy // Metals. – 2016. – 6, No 3. – P. 42. DOI: 10.3390/met6030042.

6. Вплив технологічних факторів на властивості високоміцного алюмінієвого сплаву системи Al–Zn–Mg–Cu / А. М. Верховлюк, О. А. Щерецький, Д. С. Каніболоцький, В. В. Довбенко // Металознавство та обробка металів. – 2020. – 26 (93), № 1. – С. 27–36. https://doi.org/10.15407/mom2020.01.027.

7. Evolution of eutectic structures in Al–Zn–Mg–Cu alloys during heat treatment / X.-G. Fan, D.-M. Jiang, Q.-C. Meng, B.-Y. Zhang, and T. Wang // Trans. Nonferrous Met. Soc. China. – 2006. – 16. – P. 577–581.

8. Investigation of deformation induced precipitation and the related microstructure evolution of Al–Zn–Mg–Cu alloy / J. Zuo, L. Hou, X. Shu, W. Peng, A. Yin, and J. Zhang // Mater. Res. Express. – 2020. – 7, No. 10. – Art. no. 106529. https://doi.org/10.1088/2053-1591/abc21b.

9. Grain refinement assisted by deformation enhanced precipitates through thermomechanical treatment of AA7055 Al alloy / J. Zuo, L. Hou, X. Shu, W. Peng, A. Yin, and J. Zhang // Metals. – 2020. – 10, No. 5. – P. 594. https://doi.org/10.3390/met10050594.

10. Rolling of flat aluminum strips with tailored mechanical properties / O. Grydin, S. Bonda¬renko, M. Stolbchenko, and M. Schaper // Mater. Sci. Forum. – 2016. – 854. – P. 87–92.

11. Структура і властивості литої стрічки зі сплаву Д16 в технологічному ланцюжку «валкова розливка–гаряча прокатка–термічна обробка» / О. В. Ноговіцин, А. С. Нурадинов, А. Г. Пригунова, В. З. Куцова, Т. А. Аюпова, І. А. Нурадинов // Металознавство та обробка металів. – 2020. – 26, Вип. 2. – С. 49–59.

12. Standard Practice for Temperature Calibration of Differential Scanning Calorimeters and Thermal Analyzers. ASTM E 967-97.

Самарай В. П.[1], Самарай Р. В.[2]
([1]ЦВСД НУОУ, Київ; [2]ліцей №161, Київ)

СУЧАСНІ СИСТЕМИ АВТОМАТИЧНОГО КОНТРОЛЮ КОЕФІЦИЄНТУ ПОТУЖНОСТІ

E-mail: samaraj@ukr.net

Найбільш розповсюдженим способом плавки у ливарному виробництві залишається спосіб плавлення з використанням індукційних печей.

Електричні печі та інше електричне обладнання мають електричні властивості, які визначають певні стани, поведінку, перехідні процеси, час виконання завдань плавлення, режими плавлення і споживання електроенергії, якість споживання електроенергії.

Індукційні печі в конструкції мають індуктор, який визначає даний тип обладнання як такий, що має явно індуктивні властивості і виявляє індуктивний опір X_L та володіє властивістю накопичувати електромагнітну енергію у вигляді електромагнітної індукції й характеризуються тим, що у промислових мережах сприяє неоптимальному використанню і неоптимальному споживанню електроенергії. Такий ефект називається індуктивним опором і супроводжується так званим реактивним струмом і реактивною напругою індуктивного типу, коли напруга випереджає струм на 90 градусів. Цей ефект викликає певну низку інших негативних ефектів у практичному виробництві:

1. Піч починає споживати величезну кількість електроенергії.

2. Піч не може нагрітися так як їй належить і закладено в інструкції з експлуатації.

3. Піч не виходить на закладені максимальні показники потужності і не може розплавити шихту.

4. Споживається величезна кількість електроенергії, погіршуються економічні показники, дарма сплачуються і витрачаються велетенські гроші, але не досягається результат виробництва.

5. Відбуваються процеси надмірного нагрівання електричної мережі і обладнання.

Реактивний опір треба компенсувати встановленням компенсаторів реактивних струмів і напруг для досягнення активного характеру потужності і запобігання втратам через реактивну енергію. Однак встановлення статичних компенсаторів реактивної енергії замало. Додатково потрібно реалізувати і використовувати системи автоматичного регулювання частоти (САР), які б дозволили підлаштовувати частоту струму в коливальних контурах печей під умови процесу плавлення, які безперервно змінюються під час плавлення із-за руху і просідання шихти, із-за зміни фазового стану шихти в різних точках тигля печі, із-за зміни температури у різних точках шихтової маси і, відповідно, із-за змін електромагнітних властивостей різних ділянок завалки шихти і рідкого металу.

Саме зміною частоти після інвертора можна досягати режиму і умов резонансу у паралельних і послідовних коливальних контурах і сам процес керованого регулювання плавки заключається у безперервному підтриманні режиму і умов резонансу напруг і струмів у коливальних контурах:

$$X_L = X_C, \quad (1)$$

$$\text{або } W*L=1/(WC), \quad (2)$$

$$\text{або } 2*Pi*n*L = 1/(2*Pi*n*C). \quad (3)$$

де L – індуктивність, Гн;

C – ємність, Ф;

X_L – індуктивний опір, Ом;

X_C – ємнісний опір, Ом;

W – кругова частота, Гц;

n – частота, Гц;

Pi – константа 3,14...

Досі залишається проблема у контролі правильності експлуатації індукційних печей, у контролі енергетичних експлуатаційних характеристик, у контролі економічних показників плавок, у контролі коефіцієнта потужності до інвертора і після інвертора – у коливальному контурі печі.

Найпростішими приладами для контролю є аналогові вимірювачі «косинусу ‘Fi’», які допомагають візуально контролювати стан і режими роботи печі і що дає можливість усвідомленого і оптимального ручного керування конденсаторними батареями у компенсаторах потужності. Наступним кроком у підвищенні якості контролю електричних показників електричних мереж виявилися сучасні цифрові лічильники електроенергії, які можуть визначати і виводити на табло і екрани показники повної, активної і реактивної енергії. Паралельно з подібними лічильниками з’явилося спеціалізоване обладнання, призначене для автоматизованих систем управління технологічними процесами (АСУТП) і SCADA-систем.

Проаналізовано і порівняно різні види моделей приладів і вхідних блоків систем SCADA: вимірювачі коефіцієнта потужності, блоки систем SCADA, аналізатори параметрів електромережі, контролери компенсації реактивної потужності.

Вимірювачі коефіцієнта потужності представлені аналоговими і цифровими приладами. Аналогові прилади (фазометри стрілочні або комплекти ваттметрів і варметрів) надають виключно візуальні можливості контролю. Цифрові прилади надають додатково до візуальних можливостей контролю інші опції: архівування великих обсягів поточних даних напруг, струмів, потужностей, коефіцієнтів потужностей, частоти, перегляд збережених статистичних даних, налаштування режимів вимірювань, перемикання режимів вимірювань, підключення до промислових інформаційних мереж, наприклад до АСУТП і SCADA-систем, переважно до мереж стандарту RS485 Modbus-RTU (на базі роз’єму RS232).

Сучасним представником таких приладів можна вважати електричний лічильник, який додатково підраховує кількість спожитої активної, реактивної, повної електроенергії з фіксацією частоти і коефіцієнтів потужності. Сучасні електролічильники можуть передавати дані напряму через електромережі і не потребують окремих промислових мереж.

Найвідомішим зразком і варіантом блоків систем SCADA на теренах України є модель «МЄ110-220.3М» фірми «ОВЕН» (м. Харків). Такий підхід дозволяє створити проект систем SCADA в програмі CODESYS і опитувати блоки систем SCADA моделі «МЄ110-220.3М» для отримання поточних значень електричних

параметрів усіх трьох фаз: повної потужності, активної потужності, реактивної потужності, повної напруги, активної напруги, реактивної напруги, повного струму, активного струму, реактивного струму, cos Фі загальний і кожної з фаз окремо, частота, коефіцієнти потужності для кожної фази. **Висновок:** Блок не є виконавчим контролером і може виконувати лише вимірювальні функції у системах САК (системи автоматичного або автоматизованого контролю). Є подібні блоки Siemens, Mitsubishi і інші.

Аналізатори параметрів електромережі «ТРМ-01ESH» виробництва фірми «TENSE» (2874 грн). Можливості: вимірювання до 31 гармоніки струму і напруги, повної потужності, активної потужності, реактивної потужності, повної напруги, активної напруги, реактивної напруги, повного струму, активного струму, реактивного струму, cos Фі загальний і кожної з фаз окремо, частота, коефіцієнти потужності для кожної фази. Додатково вимірює середнє, мінімальне і максимальне значення напруг, показує ємнісні і індуктивні складові реактивної енергії, здійснює запис подій, запис даних, захист паролем. Діапазон виміру напруги 5 В-330 кВ, діапазон виміру струму 10 мА-5500 А, інтерфейс стандарту RS485 Modbus-RTU (на базі роз'єму RS232).

Вимірювач-контролер компенсації реактивної потужності коефіцієнта потужності «DATACOM DFC-0115» – це високоточний пристрій, що за допомогою конденсаторів і реакторів доводить значення коефіцієнта потужності до потрібного високого значення. Прилад також працює як мережевий аналізатор і дає можливість визначати та аналізувати різні параметри змінного струму й також виконує аналіз гармонік до 31-ї гармоніки. Алгоритми компенсації можна обрати різних типів і завдяки функції автоматичного навчання прилад дуже легко налаштувати і запрограмувати. До кожної ступені пристрою можна підключити однофазний або трифазний конденсатор або реактор. **Висновок:** Блок є виконавчим контролером і може виконувати вимірювальні і виконавчі функції у системах САУ (системи автоматичного або автоматизованого управління), САР (системи автоматичного або автоматизованого регулювання), САК (системи автоматичного або автоматизованого контролю).

Самарай В. П.[1], Самарай Р. В.[2]
([1]ЦВСД НУОУ, Київ; [2]ліцей №161, Київ)

CALS-ТЕХНОЛОГІЇ ЦИФРОВІЗАЦІЇ, CASE-ТЕХНОЛОГІЇ ОПТИМІЗАЦІЇ І SCADA-ТЕХНОЛОГІЇ АВТОМАТИЗАЦІЇ

E-mail: samaraj@ukr.net

Успішна робота будь-якого сучасного підприємства визначається рівнем застосування інформаційних і комп'ютерних технологій і рівнем застосованих рішень.

Головною метою комп'ютерних, інформаційних, аналітичних і обчислювальних систем у виробництві є створення дієвої, оптимізованої, доступної, конфіденційної, цілісної, автоматизованої і надійної інформаційної структури систем, вкладених підсистем різних рівнів, об'єктів обладнання, серверів і відповідних мереж для синтезу і прийняття технічних рішень, аналізу і синтезу багатовимірної інформації, поточного і статистичного аналізу усіх можливих параметрів обладнання багаточисельних задіяних технологій для отримання якісних виробів на усіх етапах виробництва, організації системи якості, організації контролю якості, архівації усієї поточної статистичної інформації з вхідних матеріалів, архівація усієї поточної статистичної інформації з параметрів технологічних процесів і обладнання, архівації усієї поточної статистичної інформації з дефектів заготівок (виливки, поковки, гарячі штамповки, холодні штамповки, зварні з'єднання), дефектів деталей, дефектів виробів, контролю наявності матеріалів, оснащення, готових виробів, напівфабрикатів і вузлів на складах.

До подібних інформаційних систем висувається певний перелік жорстких вимог:

– достатня потужність;

– висока якість комп'ютерних і інформаційних послуг;

– можливість застосування широкого кола системного і спеціального програмного забезпечення;

– інтегрованість комп'ютерних і інформаційних систем;

– впроваджені системи автоматизованого або автоматичного проектування (САПР), реалізації усіх необхідних функцій САПР при підготовці виробництва для проектування у автоматизованих інформаційних системах типу САПР-АСУТП-SCADA (CodeSYS, Proteus, EWB, Multisim, ModelSim, Xilinx, Questa, Qartus, Simics, ISE, Vivado, ActiveHDL, MaxPlusII, AutoCAD, SolidWorks, Katya, Pro Ingeneer, ін. ПЗ) у форматі реалізації методології CAD-CAM-CAE для передачі технічної інформації, оцінювання параметрів, керування і контролю проектів підготовки виробництва, одночасного завчасного комплексного контролю проектованих і наявних технологічних рішень, показників якості і виявлених дефектів;

– реалізація АСУТП для диспетчеризації даних;

– онлайн контроль у реальному часі;

– реалізація архівації і СУБД для використання статистичних даних;

– доступність, конфіденційність і надійність;

– адаптаційні можливості до будь-якого обладнання.

Об’єктами контролю і управління такими системами можуть бути будь-яки окремі технологічні параметри, технологічні процеси в цілому, будь-яке обладнання, відділення, дільниці, цехи, підприємства і, навіть, цілі об’єднання, корпорації та оборонні, промислові, економічні галузі.

Використання таких АСУТП і SCADA-систем на виробництвах дозволяє створити умови вчасного, якісного, і ритмічного протікання логістичних і технологічних процесів на всіх ділянках і етапах логістичного і технологічного циклів з метою отримання заданих кількісних і якісних планових показників і результатів виробництва на основі отримання і аналізу повної різноманітної інформації від об’єктів керування, якісного регулювання і контролю. Саме SCADA–системи дозволяють отримувати повну технологічну інформацію одночасно з повною інформацією про якість, брак і дефекти литва, поковок, штамповок, зварювальних конструкцій, готових деталей, готових виробів та про якість і ефективність технологічних процесів і співставляти їх для подальшого коригування технологічних процесів і налаштувань обладнання.

При побудові такого сучасного виробництва і таких базових проектних, виробничих, логістичних, планових, диспетчерських, фінансово-економічних, закупівельних, продажних і контрольних систем слід створити і впровадити уніфікацію, цифровізацію (CALS-методологія), оптимізацію та автоматизацію (наприклад CASE-методологія і SCADA-системи) обміну інформацією виробництва і усіх рівнів підготовки виробництва, визначити, створити і виділити окремий загальний рівень цифровізації через застосування CALS-методологій, систем і засобів такої реалізації засобами підходів і стандартів «STEP», «SADT», «IDEF», «DFD», «Mandate», «DIBL». Для цього потрібна повна замкнута CALS-методологіяя існування підприємства, система для наскрізної цифровізації, простір і середовища повноцінного обміну інформацією, а у випадку існування ще старих архівів текстової і графічної документації – необхідно відсканувати і оцифрувати таку паперову інформацію методами сканування (у цифрові растрові зображення) і подальщого перетворення у цифрові формати векторних типів зображень (векторизація) і векторних форматів текстів. Результатом такої роботи є і буде загальний відкритий прозорий цифровий простір і можливість тотального обміну інформацією на усіх етапах підготовки виробництва і власне самого виробництва, на усіх етапах і рівнях трикутних моделей ERP-, MRP-, PDM-, CRM-систем, на усіх етапах прийняття рішень і їх погодження, розробки систем якості і розробки систем оцінювання якості, проектування ПЗ, заготівок, деталей, виробів, розробки ПЗ, заготівок, деталей, виробів, прогнозування процесів і якості, діагностування причин дефектів і оцінювання якості процесів і обладнання, моделювання, тестування, оптимізації, створення і аналізу математичних, імітаційних і інших моделей виробництва, моделей технологічних процесів, моделей якості, моделей систем, підсистем, об’єктів, фізичних процесів, моделей обладнання задля створення на базі таких моделей систем автоматичного і автоматизованого управління, регулювання і контролю (САУ, САР, САК).

Для реалізації на виробництві реальної існуючої CALS-методології, CALS-систем, процесів цифровізації і діючого прозорого інформаційного простору треба організувати і впровадити автоматичне загальне і спеціалізоване спільне наскрізне

проектування через методи CAD-CAM-CAE та погодження і передачу інформації о проектах між різними технічними відділами, налагодити наскрізний технічний інформаційний обмін і підтримувати рівень саме спільної роботи різних фахівців, головних фахівців і їх відділів у єдиному цифровому інформаційному просторі.

Реалізації CALS-систем забезпечують реалізацію обміну всім великим обсягом інформації, спільного проектування і спільного аналізу результатів та спільної оптимізації процесів, скорочення термінів проектування і виробництва.

Окремо треба виділити п’ять складових рівнів автоматизованої інформаційної системи промислового підприємства:

– INPUT-OUTPUT – базовий найнижчий рівень введення-виведення, сигнали датчиків і обладнання виконання;

– CONTROL – опитування датчиків і передавання даних і керування пристроями;

– SCADA – управління, диспетчеризація збирання інформації з архівуванням;

– MES – керування технологією;

– ERP і MRP – планування ресурсами і управління.

Як додаткова опція подібної організації виробництва може розглядатися CASE-технологія автоматизації розробки основних і додаткових програм і ПЗ, починаючі з стандартів «STEP», «SADT», «IDEF», «DFD», «Mandate», «DIBL» з використанням спеціального конкретного ПЗ для автоматизованого переходу від моделей системного аналізу («SADT», «IDEF», «DFD») до автоматичної або автоматизованої побудови окремого ПЗ, наприклад БД (баз даних), або іншого ПЗ – наприклад SCADA-систем за допомогою відомих програмних середовищ САПР, моделювання, оптимізації, діагностування, прогнозування роботи обладнання і структурних підрозділів.

Додатковими можливостями розширення ступеню автоматизації проектування може бути застосування принципів і методологій уніфікації та параметризації проектів при підготовці виробництва і на етапах проектування готових виробів, які є основними результатами виробництва і головниаи виробами виробництва.

Побудовані SCADA-системи мають вирішувати наступні основні завдання:

– обмін даними з «пристроями зв'язку з об'єктом», (тобто з промисловими контролерами і платами вводу / виводу) в реальному часі через драйвери;

– супроводження баз даних з технологічною інформацією і інформацією про дефекти;

– якісний HMI – інтерфейс між людиною комп'ютерними системами. Відображення табличної і графічної інформації на екранах терміналів у доступній формі;

– обробка інформації в системах реального часу (операційні системи і програми ОС РЧ);

– взаємодії між SCADA-проектами і об'єктами керування;

– автоматичне управління, регулювання та контроль;

– аварійна сигналізація і управління тривожними повідомленнями;

– підготовка та генерування звітів про хід технологічного процесу;

– зв'язок з зовнішніми додатками (БД-СУБД, електронні таблиці, текстові процесори-Здійснення мережевої взаємодії між SCADA-станціями (комп'ютерами), програми і додатки);

– додатки, рівня MES;

– SCADA-системи реалізують АСУ ТП у формах клієнт-серверної або розподіленої архітектури.

Севоян А. А., Масалітіна О. В., Пензєв П. С., Акімов О. В.
(НТУ «ХПІ», м. Харків)

ОДЕРЖАННЯ БІМЕТАЛІЧНОЇ КОМПОЗИЦІЇ ЧАВУН – ТИТАНОВИЙ СПЛАВ

E-mail: oleg.akimov@khpi.edu.ua

Сучасне ливарне виробництво приділяє особливу увагу розробці біметалевих виливків, оскільки вони дозволяють поєднувати в одному виробі властивості, недосяжні для монометалевих матеріалів. Прикладом є композиція «чавун – титановий сплав», що поєднує високу міцність та зносостійкість чавуну з малою

щільністю та корозійною стійкістю титану. Однак, отримання якісного з'єднання утруднене через утворення тендітних інтерметалічних фаз, низької змочуваності поверхні титану розплавом чавуну та особливостей дифузійних процесів.

Металевий зв'язок у біметалічній композиції утворюється у три етапи:

1. Змочування поверхні твердого металу розплавом – для його протікання потрібно видалення оксидних та адсорбованих плівок, а також зниження поверхневого натягу за рахунок флюсів або проміжних покриттів.

2. Розчинення та взаємна дифузія – на межі контакту відбувається атомний обмін, утворення твердих розчинів чи інтерметалічних фаз.

3. Кристалізація розплаву- формується перехідна зона зі спотвореними кристалічними ґратами, що забезпечує зчеплення металів.

Оксидні плівки перешкоджають змочування. Їх видалення досягається хімічною підготовкою поверхні (травлення, флюсування), нанесенням плівок галогеніду або використанням відновників (Mg, Cu). Низька розчинність заліза у титані (Менше 0,2 % при 590 °С) обмежує можливість утворення міцного твердого розчину. При цьому формується тендітний інтерметалід FeTi. Утворення інтерметалевих з'єднань – з одного боку, вони руйнують оксидні плівки та підвищують площу контакту, з іншого – знижують міцність з'єднання через крихкість. Термодинамічні обмеження – змочування можливе за температури не нижче 0,8 від температури плавлення твердого металу.

Для покращення якості зв'язку металів застосовують: нанесення проміжних металевих покриттів (з ширшою γ-областю розчинності із залізом); використання флюсів на основі галогенідів для зниження поверхневого натягу; введення у розплав елементів-відновників; термічну обробку виливків для зняття внутрішніх напруг та стабілізації дифузійного шару.

Перехідна зона між чавуном та титаном відіграє ключову роль у міцності з'єднання. Вона формується в результаті дифузійної взаємодії, що супроводжується зміною кристалічних ґрат і зміщенням атомів із рівноважних положень. Товщина зони залежить від температури розплаву та вставки, часу взаємодії та співвідношення мас металів. Оптимальне з'єднання досягається при: активної

хімічної підготовки поверхні титану; контроль температури та часу заливки; гальмуванні утворення крихких інтерметалевих фаз.

Висновки:

Методика отримання біметалічної композиції «чавун – титановий сплав» ґрунтується на управлінні процесами змочування, дифузії та кристалізації. Ключовими факторами є стан поверхні титану, склад застосовуваних флюсів та покриттів, температурні режими, а також подальша термообробка. Дослідження структури дифузійного перехідного шару дозволяє визначити оптимальні умови формування міцного та надійного з'єднання.

Селівьорстов В. Ю., Доценко Ю. В.
(УДУНТ, м. Дніпро)

ПЕРСПЕКТИВНІ МОЖЛИВОСТІ КОМПЛЕКСНОГО ВПЛИВУ НА ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВУ СИСТЕМИ AL-SI В ПРОЦЕСІ ЗАТВЕРДІННЯ

E-mail: seliverstovvy@gmail.com

Створення нових технологій та підвищення механічних і експлуатаційних характеристик литих виробів є актуальною проблемою ливарного виробництва. При безперервно зростаючих вимогах до підвищення якості виливків та необхідності економії матеріалів традиційні технології стають дедалі менш ефективними. В теперішній час набувають більшої актуальності комплексні технології, що поєднують процеси рафінування, модифікування та зовнішніх впливів на метал виливка, що кристалізується в ливарній формі.

В свою чергу, ефективним способом підвищення механічних властивостей сплавів є зміна морфології фаз, що формуються, за рахунок затвердіння і модифікування їх у різко нерівноважних умовах. При цьому створюються умови подрібнення структурних складових, значного підвищення розчинності у твердому стані, пригнічення зростання грубих включень первинних інтерметалідів.

Результати аналітичних досліджень ефективності спільного використання процесів впливу тиску та модифікування на кристалізацію сплавів системи Al-Si, а також результати використання розробленої на кафедрі ливарного виробництва

Українського державного університету науки і технологій комплексної технології модифікування та газодинамічного впливу на розплав у ливарній формі показали, що ця технологія дозволяє подрібнити структурні складові, підвищити механічні та експлуатаційні властивості литих виробів. Теоретичне обґрунтування доцільності і можливості саме комплексного впливу модифікуванням та газовим тиском на процес структуроутворення ливарних сплавів полягає, в тому числі, в наступному. Дія тиску на кристалізацію сплавів системи Al-Si проявляється у подрібненні структурних складових. Тиск сприяє збільшенню взаємної розчинності компонентів сплавів, а також змінює евтектичну концентрацію сплавів. Отримані дані показують, що проведення процесу кристалізації при впливі модифікування або тиску призводить до зсуву в область більш високих концентрацій другого компонента нерівноважних ліквідусу і солідусу з одночасним підвищенням температури евтектики, що дає підстави для використання комбінованих способів впливу на процес структуроутворення. Збільшення розчинності компонентів може пояснюватися гальмовуванням первинної дифузії, яка має місце при переході сплаву з рідкого стану в твердий.

Зокрема, при виробництві виливків деталей «Опорний наконечник стійки конвеєра», що виготовляються зі сплаву АК5М способом лиття в кокіль, в порядок технологічних операцій виготовлення виливка були включені наступні етапи: проведення рафінування (препарат DEGASAL T 200) і введення модифікатора EUTEKTAL T 200), введення в робочу порожнину форми пристрою для подачі газу оригінальної конструкції, витримка виливка з пристроєм протягом заданого проміжку часу, подача газу (аргону) з початковими показниками тиску 0,15-0,20 МПа, наступне нарощування тиску до 1,0-1,1 МПа та витримка під тиском до повного затвердіння виливка.

Комплексна технологія газодинамічного впливу на розплав у ливарній формі та модифікування дозволяє досягти стійкого ефекту подрібнення кристалічної структури, зниження макро- і мікродефектів та підвищення механічних властивостей сплаву АК5М, що твердіє в неохолоджуваному кокілі у порівнянні з традиційною технологією: тимчасовий опір збільшується з 161-162 МПа до

184-185 МПа (на 11-12 %), твердість – з 68-70 НВ до 184-185 НВ, відносне подовження з 0,9-1,0 % до 1,26-1,27 % (на 26-27 %).

Отримані дані свідчать про перспективність проведення подальших досліджень у даному напрямку з використанням можливостей інших способів впливу на процес формування структури алюмінієвих сплавів в процесі їхнього затвердіння.

Сіренко К. А.
(ФТІМС НАН України, Київ)

ПЕРСПЕКТИВИ ЗАСТОСУВАННЯ У ЛИВАРНОМУ ВИРОБНИЦТВІ МЕТОДОЛОГІЇ ПРОГНОЗУВАННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЧАВУНУ (ЙМОВІРНІСНИЙ ПІДХІД)

E-mail: thermoexp.metal@gmail.com

Актуальною задачею у ливарному виробництві є впровадження у виробничу практику неруйнівних способів контролю і прогнозування властивостей литва за даними хімічного складу чавуну, визначеного у процесі його виплавлення. Показано можливості вирішення цієї задачі при використанні, як узагальнюючих показників якості чавуну, його вуглецевого еквівалента і ступеня евтектичності. Висвітлено резерви удосконалення розрахунку шихти, а також регулювання хімічного складу чавуну у процесі його виплавлення шляхом застосування ймовірнісного підходу для врахування нестабільності компонентів шихти.

Розвиток ливарного виробництва нині полягає у його комп’ютеризації, впровадженні автоматичних систем управління технологічними процесами тощо. Актуалізувалася задача застосування ймовірнісного підходу і методу Монте-Карло для врахування нестабільності хімічного складу компонентів шихти та контролю і регулювання хімічного складу чавуну. На особливу увагу заслуговує тема прогнозування механічних властивостей виливків на підставі результатів заміру вмісту хімічних елементів розплаву чавуну в процесі його виплавлення. Проблема розробки теорії, математичних моделей, алгоритмів, комп’ютерних програм для

неруйнівного контролю механічних властивостей чавунних виробів виходить на пріоритетну позицію в ливарному виробництві.

Результати досліджень, виконаних у цьому напрямі, свідчать, що зазначена тема хвилює вчених та виробничників уже понад півстоліття. У роботах Інституту кібернетики імені В.М. Глушкова НАН України, зокрема, свого часу для вирішення задачі оперативного контролю хімічного складу розплаву чавуну, його вуглецевого еквівалента та прогнозування твердості, міцності інших властивостей було розроблено комплекс апаратних і програмних засобів, які базувалися на термічному аналізі кривих охолодження розплавів із використанням принципів розпізнавання образів [1 та ін.]. Відповідно до опублікованих матеріалів виконані розробки та їх апаратурне оснащення пройшли випробування в промислових умовах ряду металургійних заводів. Були отримані позитивні відгуки про підвищення достовірності і оперативності інформації щодо параметрів процесів, які досліджувалися. Але на час публікації, наприклад статті [1], зазначений комплекс апаратних і програмних засобів контролю показників властивостей залізовуглецевих розплавів не мав розповсюдження у практиці ливарних підприємств, оскільки промисловість тоді не була готова до реалізації в автоматичних системах управління технологічними процесами (АСУТП) плавки і лиття такого математичного та апаратурного забезпечення без всебічної комп’ютеризації виробництва.

Нині у ливарній промисловості властивості чавуну контролюються на зразках, вирізаних із тіла виливків. Ця операція супроводжується суттєвими витратами на її виконання. При тому, що хімічний аналіз чавуну вимірюється ще на стадії його виплавлення на відібраних з розплаву пробах. Очевидно, що отримана достовірна інформація відносно вмісту хімічних елементів чавуну ще на стадії розплаву створює передумови для визначення за цими даними твердості, міцності, інших властивостей готового чавунного литва. Можливо із попереднім розрахунком величин показників, які узагальнено характеризують його хімічний склад, зокрема вуглецевого еквівалента і ступеня евтектичності. Такий підхід викладений, наприклад, у класичному довіднику Н.Г. Гиршовича [2, с. 133], де

міцність синтетичного чавуну представлена у вигляді залежності від ступеня евтектичності його хімічного складу та відношення вуглецю до кремнію. В роботі [3] також наведені залежності твердості і міцності різних чавунів від ступеня їх евтектичності та наголошується про реагування механічних властивостей чавуну на величини його вуглецевого еквівалента і ступеня евтектичності.

В наших статтях [4-7 та ін.] викладено розроблені методологію та формули для визначення твердості й міцності виливків залежно від вуглецевого еквівалента та ступеня евтектичності, розрахованих із застосуванням ймовірнісного підходу та методу Монте-Карло, сірих чавунів різних марок і класів. Запропоновані підхід, методологія, отримані рішення, які мають перспективи використання в системах автоматичного контролю, визначення і прогнозування неруйнівним способом властивостей залізовуглецевих сплавів, насамперед, виливків із синтетичного чавуну. Розглянуто також напрями розвитку термічного деривативного аналізу [8 та ін.].

Література

1. Файнзильберг Л.С., Потапова Т.П. Комплекс аппаратных и программных средств для контроля технологических параметров железоуглеродистых расплавов // Металлургическая и горнорудная промышленность. 1992. № 1. С. 70–72.

2. Гиршович Н.Г. Справочник по чугунному литью. Л.: Машиностроение. 1978. 758 с.

3. Коган Л.Б., Новик Ф.С., Виноградов Ю.Г. Изучение свойств синтетических чугунов с использованием методов математической статистики. М. 1971. 76 с.

4. Сіренко К.А., Мазур В.Л. Оцінка підходів до прогнозування властивостей синтетичного чавуну у ливарному виробництві // Металознавство та обробка металів. 2023. Т. 29 (108). № 2. С. 24–35.

5. Сіренко К.А., Мазур В.Л. Прогнозування механічних властивостей сірого чавуну (ймовірнісний підхід) // Металознавство та обробка металів. 2023. № 3. Т. 29. С. 19–30.

6. Сіренко К.А. Напрями розвитку методології регулювання хімічного складу і властивостей чавуну в ливарному виробництві на базі ймовірнісного підходу // Металознавство та обробка металів. 2023. Т. 29 (108). № 4. С. 23–33.

7. Сіренко К.А., Мазур В.Л., Дереча Д.О. Залежність твердості та інших властивостей сірого чавуну від його вуглецевого еквівалента та ступеня евтектичності // Метал та лиття України. Т. 31. № 2 (333). С. 42–50.

8. Сіренко К.А. Шляхи удосконалення методики термічного аналізу якості рідкого чавуну // Процеси лиття. 2022. № 2. С. 30–39.

Скоробагатько Ю. П., Горюк М. С., Єфімова В. Г., Горшков А. О.
(ФТІМС НАН України, Київ)

ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСУ ФІЛЬТРУВАННЯ МЕТАЛЕВИХ РОЗПЛАВІВ ВІД НЕМЕТАЛЕВИХ ВКЛЮЧЕНЬ З БІЧНИМ РОЗТАШУВАННЯМ ЕЛЕКТРОМАГНІТНОЇ СИСТЕМИ

E-mail: yulka.ukr@gmail.com

Протягом десятиліть металургійна промисловість покладалася на низку методів для видалення неметалевих включень, які включають флотацію, седиментацію, керамічну фільтрацію, уловлювання бульбашками та перемішування. Для алюмінію, наприклад, існують також методи дегазації та фільтрації рідкого металу. У випадку видалення заліза з алюмінію, традиційні підходи охоплюють гравітаційне розділення, електрошлаковий переплав, фракційну кристалізацію та флюсове рафінування. Хоча тришаровий електроліз вважається однією з найуспішніших технік для видалення заліза з алюмінію, але вона є дорогою.

Однак ці методи часто стикаються з певними обмеженнями. Наприклад, традиційний метод видалення заліза з алюмінію, який передбачає додавання металевих елементів та подальше охолодження для осадження залізовмісного "шламу", є складним для контролю та часто неефективним. Це постійне прагнення до вищої якості металу, як зазначено в вимогах до аерокосмічної та автомобільної промисловості , вказує на те, що існуючі методи не завжди можуть задовольнити

сучасні стандарти чистоти. Ці обмеження створюють чітку потребу в альтернативних, більш ефективних та контрольованих технологіях. Таким чином, металургійна промисловість шукає інноваційні рішення, які можуть подолати недоліки традиційних підходів, що призводить до розробки більш досконалих методів очищення, таких як електромагнітні дії.

Цей підхід був запропонований як доповнення до існуючих методів, пропонуючи унікальні можливості, яких бракує традиційним системам. Основний принцип полягає у використанні зовнішніх електромагнітних полів для видалення мікроскопічних неметалевих включень з розплавленого металу. Це досягається шляхом маніпулювання включеннями та їх відділення від розплаву за допомогою електромагнітних сил, які можуть бути використані для створення специфічних потоків у розплавленому металі. Ці контрольовані потоки, у свою чергу, здатні концентрувати частинки включень у заданій області, звідки їх потім можна механічно видалити. Наприклад, при електромагнітному перемішуванні індуктований струм взаємодіє з магнітним полем, створюючи електромагнітну силу, що змушує розплавлений метал рухатися. Цей безконтактний механізм перемішування є ключовою перевагою, оскільки він усуває необхідність фізичного контакту з розплавом, що є поширеним у традиційних методах. Безконтактна маніпуляція розплавленим металом принципово змінює спосіб поводження з ним, що призводить до отримання чистішого металу, зменшення зносу обладнання та потенційно безпечніших операцій. Це, у свою чергу, підвищує загальну ефективність процесу та якість продукції.

Взаємодія електромагнітних полів з розплавленими металами та включеннями є складною, багатофакторною динамікою. Електромагнітна сила та результуючий вихровий потік створюють вибіркову дію на багатофазні середовища, які складаються з компонентів з різними властивостями. У випадку одночасного застосування стаціонарного електромагнітного поля та постійного струму, електромагнітна сила ефективно локалізує низькопровідні частинки, що сприяє їх подальшому видаленню.

Моделювання цих процесів вимагає врахування різних сил, що діють на частинку, включаючи електромагнітну силу, гравітацію, силу Архімеда та силу в'язкого опору Стокса. Ефективність видалення включень може бути додатково покращена шляхом поєднання електромагнітних полів з іншими технологіями, наприклад, ультразвукові поля. Ультразвукові хвилі можуть викликати кавітацію, що сприяє агломерації включень, посилює їх транспорт через акустичний потік та покращує взаємодію ультразвукових хвиль з включеннями. Ця динаміка багатьох сил та складні взаємодії підкреслюють, що рух включень є результатом не простого поштовху, а складної комбінації сил. Також електромагнітні поля можуть викликати вторинні ефекти, такі як перемішування, або поєднуватися з іншими технологіями для посилення агломерації та транспорту.

Отже, застосування електромагнітних полів є перспективною, безконтактною технологією для підвищення ефективності видалення включень у розплавлених металах. Такий метод дозволить уникнути прямого фізичного контакту з розплавом, тим самим зменшуючи ризики забруднення та покращуючи структурну цілісність виливку.

В даній роботі обробку металевих розплавів у магнітогідродинамічній (МГД) установці проводили з використанням бічного впливу допоміжної електромагнітної системи, наприклад допоміжний електромагніт, що є передовим підходом до підвищення чистоти та якості алюмінієвих сплавів (рис. 1). Така технологія дозволить безконтактно маніпулювати розплавом, створюючи контрольовані потоки та цілеспрямовано видаляючи неметалеві включення.

Допоміжний електромагніт, що розташований збоку від ємності з розплавом, генерує магнітне поле, яке проникає крізь стінки та футерівку. Магнітне поле взаємодіє з електропровідним розплавленим металом, індукуючи в ньому вихрові струми. Взаємодія цих індуктованих струмів із застосованим магнітним полем створює об'ємну електромагнітну силу, відому як сила Лоренца.



Рис. 1. Розташування електромагнітної системи з боку магнітодинамічної установки МДН-6А

На відміну від традиційних методів, що покладаються на різницю густин або фізичне захоплення, електромагнітна дія використовує диференційну електропровідність. Розплавлений алюміній є високопровідним, тоді як неметалеві включення (наприклад, оксиди, карбіди) мають дуже низьку електропровідність. Це означає, що сила Лоренца діє переважно на сам розплав, а на непровідні включення майже не діє.

Таке розташування електромагнітної системи з боку тигля дозволяє реалізувати кілька ключових механізмів для очищення розплаву:

– створення контрольованого потоку (електромагнітне перемішування): застосування бічного магнітного поля індукує примусову конвекцію в розплаві, створюючи контрольовані схеми потоку. Таке перемішування забезпечує швидку хімічну та температурну однорідність розплаву, що є важливим для якості кінцевого продукту;

– диференційна дія на включення: завдяки різниці в електропровідності, на неметалеві включення діє «відштовхувальна сила», яка змушує їх рухатися у напрямку, протилежному до дії сили Лоренца на розплав. Ця сила виштовхує

включення до стінок ємності або до визначених зон збору, де вони можуть бути видалені;

– посилення агломерації або коалесценції: контрольований потік, який індуктований електромагнітом, може сприяти зіткненню та агломерації (злиття твердих включень) або коалесценції (злиття рідких включень). Більші включення легше спливають на поверхню або осідають, що полегшує їхнє видалення;

– покращення змочування фільтрів: у системах, що поєднують електромагнітний вплив з керамічними пінофільтрами (КПФ), магнітне поле, яке знаходиться збоку, значно покращує змочування фільтруючого матеріалу розплавом. Це дозволяє ефективніше заповнювати пори фільтра та видаляти захоплені газові бульбашки.

Перевагами такого впливу є: 1) висока ефективність для дрібних включень. Метод ефективний для видалення мікроскопічних включень (менше 10 мкм), з якими традиційні методи часто не справляються; 2) безконтактність: відсутність фізичного контакту з розплавом усуває ризик забруднення від інструментів та рухомих частин, а також запобігає утворенню шлаку; 3) точний контроль: напрямок та інтенсивність впливу легко контролюються шляхом зміни електричних та магнітних полів, що дозволяє оптимізувати процес для різних сплавів; 4) покращення якості продукції: зменшення кількості включень призводить до значного покращення механічних властивостей та однорідності кінцевої продукції; 5) енергоефективність та продуктивність: електромагнітне перемішування може підвищити продуктивність печі та знизити споживання енергії.

До недоліків можна віднести: 1) складність моделювання та оптимізації: процеси є складними і потребують детального моделювання для оптимізації параметрів; 2) потенційна турбулентність: нерівномірно розподілена електромагнітна сила може викликати турбулентний потік, який збурює включення та знижує ефективність розділення.

При розробці системи з бічним впливом допоміжного електромагніту важливо враховувати:

– геометрію котушок**:** форма (круглі, квадратні, багатошарові) та розташування котушок (одна або кілька з протилежних сторін);

– параметри живлення: оптимізація частоти, сили струму та напруженості магнітного поля є критично важливою для досягнення максимальної ефективності видалення включень, особливо дрібних;

– немагнітне «вікно»: для проникнення магнітного поля в розплав необхідне «вікно» з немагнітної аустенітної нержавіючої сталі;

– система охолодження: електромагнітні котушки потребують ефективного охолодження (водою або повітрям) для підтримки стабільної роботи.

Перед початком досліджень була поставлена задача дослідження процесів фільтрування металевих розплавів в магнітодинамічній установці від неметалевих включень із застосуванням електромагнітних полів. В даному експерименті в якості застосування допоміжної електромагнітної системи було використано ще один електромагніт, який розміщували збоку до магнітодинамічної установки МДН-6А (див. рис. 1). Для обробки алюмінієвого сплаву в МДН-6А перед отвором бокового каналу встановлювали вставку, в яку було вмонтовано пінокерамічний фільтр, через який протікав рідкий метал.

Оскільки сама установка МДН-6А вже включає систему фільтрації металевих розплавів, використовуючи пінокерамічні фільтри, то в даній конфігурації: 1) пінокерамічний фільтр розміщується у спеціально підготовленій вставці, що знаходиться перед отвором бокового каналу; 2) установка працює в режимі, який індукує безперервний потік розплаву по визначеному контуру, забезпечуючи багаторазове проходження розплаву через фільтр; 3) відфільтрований розплав знову змішується з основною масою рідкого металу в тиглі, дозволяючи багаторазово проходити через фільтр, що є ключовою перевагою порівняно з однопрохідними технологіями фільтрації; 4) пінокерамічні фільтри видаляють включення за допомогою як сітчастого механізму (фізичне просіювання), так і адгезійного механізму (прилипання частинок до стінок фільтра).

Установку включали в режим насоса, тобто в режим, при якому розплав засмоктується через бокові устя Ш-подібного каналу і виходить з центрального

каналу в ванну. Шляхом регулювання напруги, що подається на електромагнітні системи, вибирають режим циркуляції розплаву, при якому не відбувається турбулізації поверхні рідкометалевої ванни.

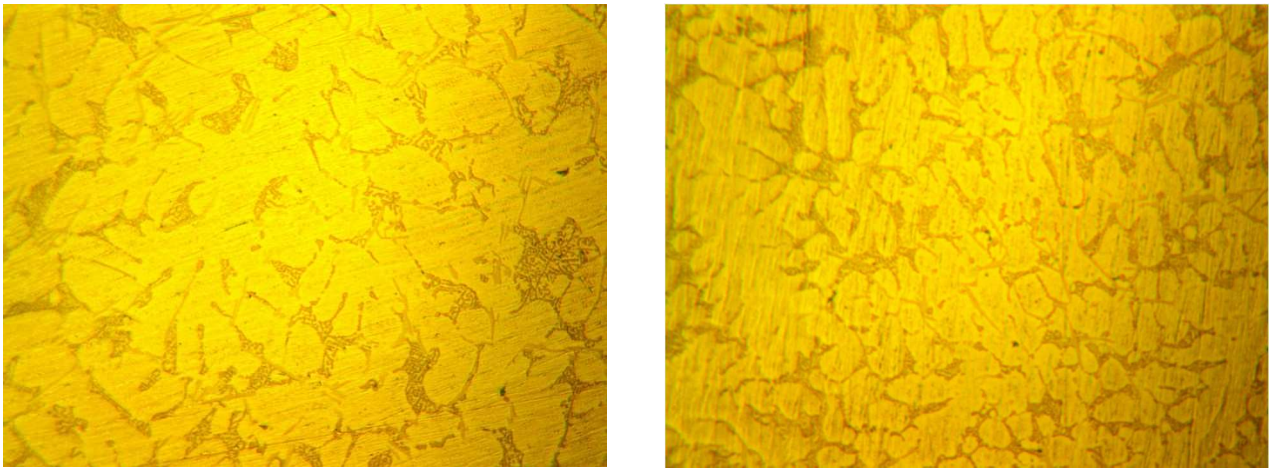
В експериментах з оцінки ефективності фільтрування не проводили продування розплаву аргоном, оскільки бульбашки газу видаляють частину неметалевих включень шляхом флотації. Для цього використовували установку місткістю 250 кг, заливали алюмінієвий розплав у кількості 250 кг, доводили температуру розплаву до 750 ºС, включали електромагнітні системи в режим забезпечення циркуляції розплаву за контуром: «ванна-вставка з фільтром-бічне устя каналу-центральний канал» з включеним допоміжним електромагнітом збоку установки (рис. 2) та проводили фільтрування протягом 20 хв з масовою витратою металу близько 40 кг/хв. Таким чином, кратність фільтрування становила при цьому 3,2 ємності установки. Після такої обробки алюмінієвий розплав знаходився в режимі зберігання 20 хв., а потім ще раз провели обробку. Після кожного етапу були відібрані проби для металографічних досліджень.



а б

Рис. 2. Фото магнітодинамічної установки МДН-6А під час проведення експерименту: а – розташування допоміжного електромагніту збоку установки; б – розташування вставки з фільтром перед отвором бокового устя каналу

Проведене металографічне дослідження показано, що в результаті проведеної обробки відбулися наступні структурні зміни: середній розмір зерна зменшився у 3 рази, у порівнянні з вихідним, зникли аномальні скопичення зерен евтектики, середній розмір евтектичних кристалів Si зменшився у 2 рази, форма більшості кристалів Si модифікувалась від пластинчатої до більш рівновісної, залізовміщуючі фазі відсутні (рис. 3).



а б

Рис. 3. Мікроструктура алюмінієвого сплаву АК7: а – після заливки сплаву в МДН-6А; б - після фільтрування через пінокерамічний фільтр протягом 20 хв із застосуванням електромагнітних полів

Висновки:

1. Електромагнітна дія значно підвищує ефективність видалення НВ без погіршення складу або структури металу.

2. Впровадження даного підходу дозволяє зменшити кількість браку, підвищити чистоту литва та знизити витрати на додаткову обробку.

Смірнова Я. О., Гурія І. М.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ НА МІКРОСТРУКТУРУ ШАРУВАТОГО ТИТАН-АЛЮМІНІЄВОГО КОМПОЗИТУ СИСТЕМИ ВТ1-0/АК8М

E-mail: yana.luschay@gmail.com

Постійний розвиток високотехнологічних галузей промисловості вимагає нових матеріалів, до яких можна віднести й шаруваті титан-алюмінієві композити, властивості яких дозволяють використовувати їх для обшивки літаків, корпусів суден [1] та інших функціональних та конструктивних застосувань [2–3]. Для виготовлення титан-алюмінієвих композиційних матеріалів використовують як технічно чисті алюміній та титан, так і їх сплави систем Ti-Al-V, Al-Cu, Al-Mn, Al-Mg, Al-Zn та Al-Si.

У попередніх роботах [4–6] досліджено шаруваті титан-алюмінієві композити систем ВТ1-0/Al, ВТ6/Al та Ti-TiB/Al, виготовлені методом рідкофазного формування, які продемонстрували покращені показники питомої міцності та здатність до пластичного деформування. Серед алюмінієвих сплавів практичний інтерес, завдяки широкому діапазону фізичних та механічних властивостей, представляють силуміни. У даній роботі для досліджень обрано доевтектичний силумін марки АК8М, наявність міді у якому підвищує міцність, жароміцність та здатність до оброблення різанням.

Метою даною робити є дослідження впливу технологічних параметрів, а саме температури розплаву та часу витримування, на мікроструктуру шаруватих титан-алюмінієвих композиційних матеріалів системи ВТ1-0/АК8М, виготовлених методом рідкофазного формування.

Алюмінієвий сплав марки АК8М та пластини титану марки ВТ1-0 товщиною 1 мм використовували як вихідні матеріали. На поверхню титанових пластин наносили флюс евтектичного складу KF-AlF_3 і збирали їх у пакети з шириною зазору 1 мм між пластинами. Отримані пакети просочували та витримували у

розплаві алюмінієвого сплаву протягом 1, 5, 10 та 15 хв. Температура розплаву складала 670 та 720 °С.

Мікроструктуру отриманого композиту системи ВТ1-0/АК8М досліджували на скануючому електронному мікроскопі «РЕМ-106И» з енергодисперсійним аналізатором хімічного складу.

Встановлено, що незалежно від температури та часу витримування пакетів у розплаві між титановими пластинами та алюмінієвим сплавом утворюється перехідний шар без очевидних пустот і помітних дефектів (рис. 1).

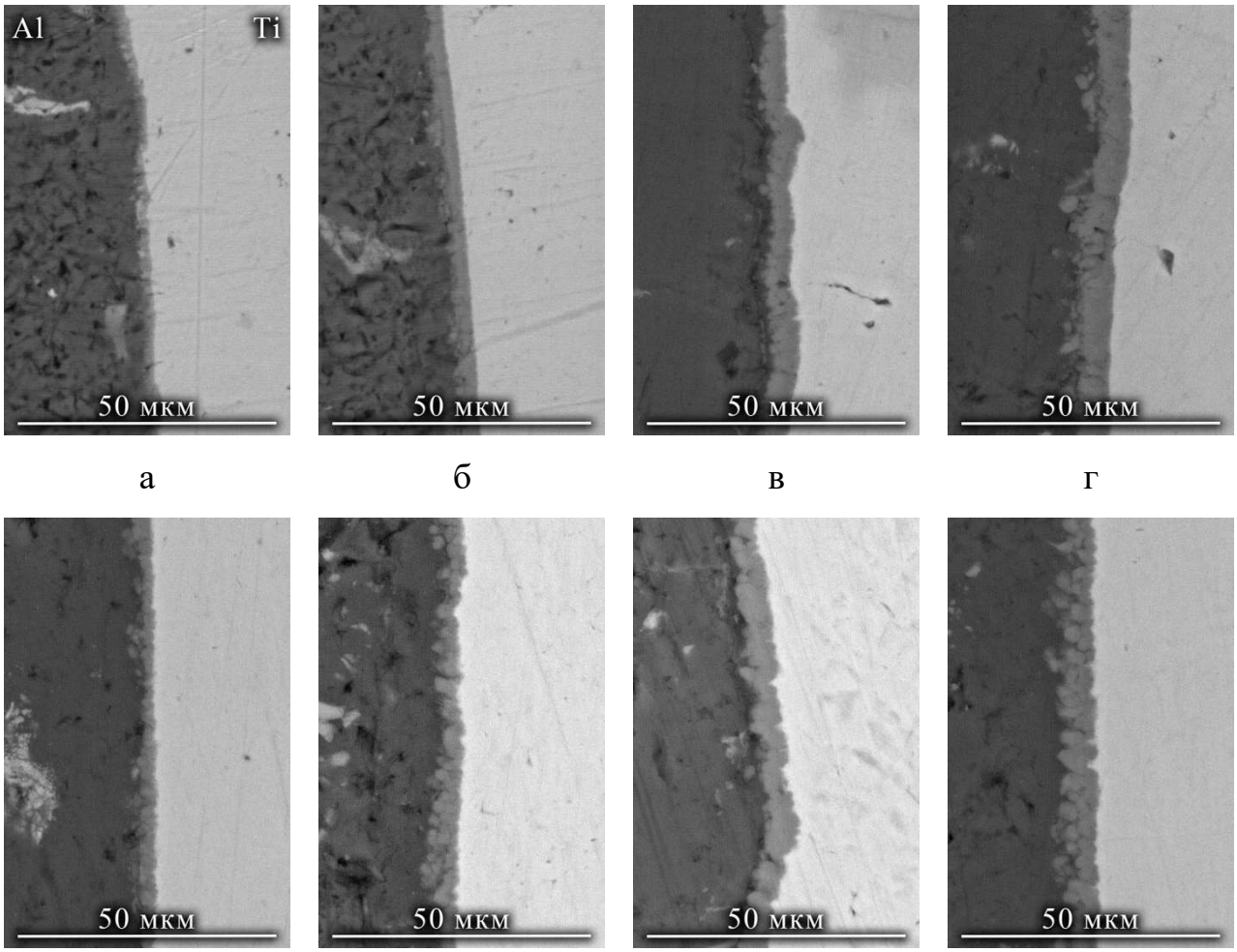


Рис. 1. Мікроструктура зони взаємодії тришарових композитів системи ВТ1-0/АК8М, просочених та витриманих у розплаві температурою 670 °С (а–г) та 720 °С (д–и) протягом 1 (а, д), 5 (б, е), 10 (в, ж) та 15 хв (г, и)

За температури 670 °С збільшення часу витримування від 1 хв до 15 хв призводить до збільшення товщини перехідного шару від $6 \pm 1{,}6$ мкм до $29{,}1 \pm 3{,}9$ мкм відповідно. Концентрація елементів у перехідному шарі складає 13,05 – 38,75 ат. % Ti, 48,89 – 80,52 ат. % Al та 6,43 – 21,49 ат. % Si.

За температури 720 °С збільшення часу витримування від 1 хв до 15 хв призводить до збільшення товщини утвореного перехідного шару від $8{,}6 \pm 2{,}3$ мкм до $27{,}3 \pm 4{,}4$ мкм відповідно. Концентрація елементів у перехідному шарі складає 11,18 – 38,6 ат. % Ti, 54,00 – 78,49 ат. % Al та 6,02 – 17,87 ат. % Si.

Збільшення температури розплаву від 670 °С до 720 °С значним чином не вплинуло на товщину перехідного шару за однакового часу витримування, всі зміни значень знаходяться у межах похибки.

У результаті зміни ширини зазору між титановими пластинами від 0,5 до 1,5 мм, і як наслідок – зміни об’ємної частки алюмінію у композиті, відбувається зміна границі міцності на розтяг від 386 ± 15 МПа до 339 ± 6 МПа. Руйнування отриманих композитів у результаті випробувань на розтяг не призводить до відшарувань титанових шарів від алюмінію, що свідчить про високу міцність їх зчеплення.

Таким чином, виготовлений шаруватий композиційний матеріал системи ВТ1-0/АК8М є відмінним кандидатом для конструкційних та функціональних застосувань, які вимагають поєднання низької ваги та високої міцності.

Література

1. Wang Y., Du J., Xiao H. Interfacial evolution and coordinated deformation mechanism of Ti/Al laminated metal composites prepared by diffusion bonding // Journal of Materials Research and Technology. – 2023. – Vol. 27. – P. 4541–4551.

2. Sano T., Catalano J., Casem D., Dandekar D. Microstructural and mechanical behavior characterization of ultrasonically consolidated titanium-aluminum laminates. Army Research Lab Aberdeen Proving Ground Md Weapons and Materials Research Directorate. – 2009.

3. Qi Z., Xiao H., Yu C., Xu P., Wu Z., Zhao Y. Preparation, microstructure and mechanical properties of CP-Ti/AA6061-Al laminated composites by differential temperature rolling with induction heating // Journal of Manufacturing Processes. – 2019. – Vol. 44. – P. 133–144. https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2019.05.053

4. Smirnova Y., Huriia I., Loboda P. Liquid phase fabrication technology of layered Ti/Al composite // U.P.B. Scientific bulletin, Series B: Chemistry and Materials Science. – 2021. – Vol. 83, № 4. – P. 273–282.

5. Смірнова Я. О., Гурія І. М. Мікроструктура та механічні властивості шаруватого литого композиту ВТ-6/Al // Метал і лиття України. – 2022. – Т. 30, № 1. – С. 84–90. https://doi.org/10.15407/steelcast2022.01.084

6. Смірнова Я. О., Лобода П. І., Гурія І. М., Борц Б. В. Вплив вальцювання на структуру та властивості шаруватих композиційних матеріалів системи Ti–Al, сформованих інфільтрацією розплавом алюмінію // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2025. – Т. 61, № 1. – С. 5–12. https://doi.org/10.15407/pcmm2025.01.005

Соколовський М. В., Бернацький А. В., Юрченко Ю. В., Сіора О. В., Бондарєва В. І., Набок Т. М., Курило В. А.
(ІЕЗ імені Є.О. Патона НАН України, Київ)

ВИВЧЕННЯ ВПЛИВУ ПОТУЖНОСТІ ЛАЗЕРНОГО ВИПРОМІНЮВАННЯ НА МІКРОСТРУКТУРУ ЕЛЕМЕНТІВ З КОРОЗІЙНОСТІЙКОЇ ВИСОКОЛЕГОВАНОЇ СТАЛІ, НАПЛАВЛЕНОЇ НА ГОТОВУ ДЕТАЛЬ

E-mail: m_sokolovskyi@paton.kiev.ua

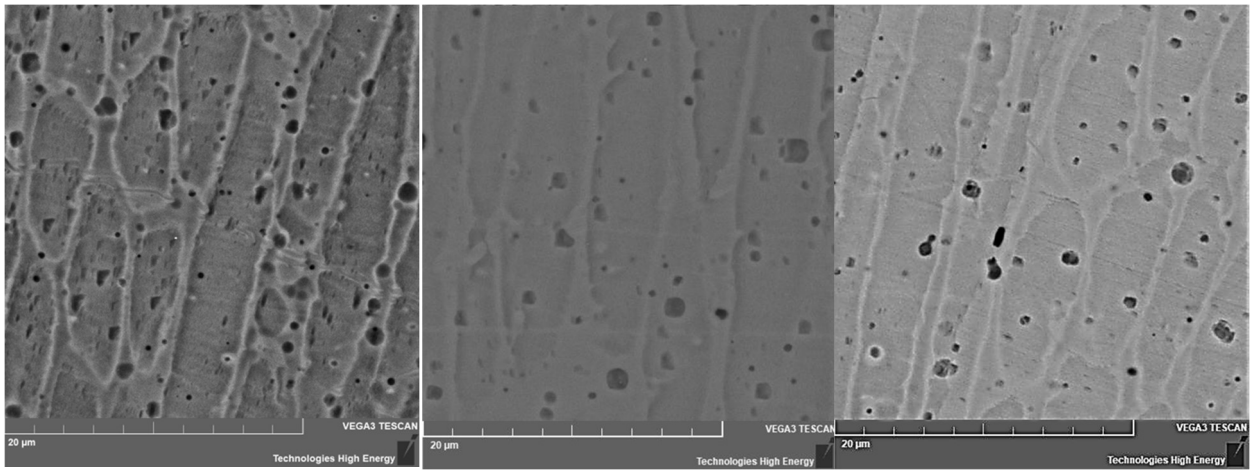
Актуальною проблемою багатьох галузей промисловості є виготовлення та ремонту виробів, у конструкції яких наявні функціональні елементи, які за своїми характеристиками значно відрізняються від самих деталей та призначені для виконання різного комплексу певних відповідальних завдань. Зазвичай, ці елементи створюються за допомогою аргоно-дугового наплавлення, мікроплазмового наплавлення та інших процесів. Але вироби, одержані з використанням таких технологій, мають значну частку браку через високий шанс появи дефектів. В даній роботі, з метою встановлення закономірностей впливу параметрів процесу лазерного наплавлення металу на структуроутворення,

геометрію та рівень експлуатаційних характеристик одержаних об'ємних елементів, а також відпрацювання комплексу технологічних заходів для контрольованого формоутворення об'ємних елементів деталей відповідальних конструкцій, вивчено вплив потужності лазерного випромінювання на мікроструктуру елементів з корозійностійкої високолегованої сталі, що утворюються шляхом лазерного наплавлення на готову деталь.

Дослідження розподілу легуючих елементів експериментальних зразків, були проведені за допомогою скануючої електронної мікроскопії та мікро-рентгено-спектрального аналізу. Досліджували зразки в різних зонах наплавленого металу, зоні термічного впливу та основного металу. Також оцінювали можливу наявність тріщин, розшарувань і пустот, а також пор. Дослідження проводили за допомогою скануючого електронного мікроскопа Tescan Vega 3. Аналіз розподілу хімічних елементів проводили за допомогою енерго-дисперсійного спектрометра Bruker. Отримані фотографії були зроблені в режимах BSE і SE зі збільшеною роздільною здатністю оптичного елемента (оригінал 512×512, вихід 1024×1024).

За результатами проведених експериментальних досліджень було визначено, що:

1. Після лазерного наплавлення елементи мають характерну для багатошарового наплавлення литу дисперсну структуру (рис.1).



а б в

Рис. 1. Мікроструктура зразків всередині наплавлених шарів: а) погонна енергія 45 Дж/мм^2; б) погонна енергія 60 Дж/мм^2; в) погонна енергія 75 Дж/мм^2. Збільшення ×5000, режим BSE – зворотньо-розсіяних електронів

В структурі відсутні ділянки зі зміненою під тепловим впливом структурою. Дендритна структура спостерігається на більшій частині глибини покритих зразків, з більш широкими дендритними структурами на поверхневих шарах. Поблизу лінії наплавлення, на краю зони теплового впливу, спостерігається більш хаотична структура на всіх шарах лазерної потужності. Спектральний аналіз по глибині наплавленого матеріалу (табл. 1) свідчить про рівномірний розподіл легуючих часток та відсутність вкраплень неметалевих домішок з незначною зміною в концентрації таких легуючих матеріалів, як хром та нікель, у всіх зразках.

Таблиця 1 – Розподіл елементів всередині наплавленого матеріалу зразків

Елемент	Норм. відсоток, 45 Дж/мм^2, %	Атомний відсоток, 45 Дж/мм^2, %	Норм. відсоток, 60 Дж/мм^2, %	Атомний відсоток, 60 Дж/мм^2, %	Норм. відсоток, 75 Дж/мм^2, %	Атомний відсоток, 75 Дж/мм^2, %
Si	0,33	0,65	0,41	0,81	0,29	0,58
Cr	16,51	17,69	17,61	18,88	16,27	17,45
Mn	0,92	0,94	1,27	1,29	1,02	1,03
Fe	68,83	68,70	66,30	66,17	68,71	68,61
Ni	11,48	10,90	21,16	11,54	11,82	11,23
Mo	1,93	1,12	2,26	1,31	1,89	1,10
	100,00	100,00	100,00	100,00	100,00	100,00

2. Біля лінії сплавлення спостерігається тонка ділянка зі зміненою структурою. Її ширина змінюється вздовж лінії сплавлення. За межами лінії наплавлення структура основного металу в основному залишається незмінною. На поверхневих шарах напрямок кластерів дендритів є хаотичним, у поєднанні з видимим скупченням легуючих елементів. Біля лінії сплавлення спостерігається тонка ділянка зі зміненою структурою. Її ширина змінюється вздовж лінії сплавлення. На поверхневих шарах напрямок кластерів дендритів є хаотичним, у поєднанні з видимим скупченням легуючих елементів.

В результаті досліджень для наплавлення функціональних елементів запропоновано додержуватись діапазону значень: питомої потужності 30…45 кВт/см^2 та погонної енергії 45,0…60 Дж/мм. При наплавленні перших шарів порошкового матеріалу важливим є витримування рівня погонної енергії у 45…50 Дж/мм, з подальшим збільшенням даної величини до 60 Дж/мм при висоті наплавленого елементу в 2,75…3,00 мм. Подальше збільшення величини погонної енергії обробки до 75 Дж/мм при наплавленні елементів більшої висоти є небажаним через збільшення зони переплаву наплавлених шарів, а також появу недоплавлених частинок металевого порошку розміром до 20 мкм. При цьому необхідно врахувати і те, що збільшення значень обох величин до максимальних реалістичних максимумів величин, що розглянуті у дослідженнях (до 64,0 кВт/см^2 та 200,0 кДж/м), призводить до утворення дефектів як у наплавленому елементі, так і у металі основної деталі. В той же час, використання даних характеристик робочих режимів дозволяє витримувати стабільну структуру з максимальною кількістю наплавленого матеріалу, найвищими значеннями мікротвердості та високими показниками теплостійкості.

Солоненко Л. І.[1], Реп'ях С. І.[2], Погребський О. І.[1]
([1]НУ «Одеська політехніка», м. Одеса; [2]УДУНТ, м. Дніпро)

ГАЗОТВІРНІСТЬ ПІЩАНО-РІДКОСКЛЯНИХ СУМІШЕЙ

E-mail: l.i.solonenko@op.edu.ua

Газотвірність є газодинамічною властивістю структурованих формувальних і стрижневих сумішей, яку використовують при оцінюванні можливості появи на виливках газових раковин і газової шорсткості, скипів, спаїв, недоливів.

Зазвичай газотвірність визначають за загальноприйнятою методикою. Найбільшим недоліком цього методу визначення газотвірності є значна похибка при її визначенні для вологовмісних (піщано-глинястих, рідкоскляних, фосфатних, цементних тощо) сумішей. Переважно, це зумовлено виділенням у повітря водяної пари з наважок суміші під час їх нагрівання та конденсацією вологи на холодних поверхнях застосованих для випробувань пристроїв і приладів.

Відсутність відповідних поправок на конденсацію водяної пари як для кожної конкретної методики визначення газотвірності, так і використовуваних для її втілення приладів і пристроїв призводить до суттєвих похибок у вимірах. З цієї причини величини газотвірності, що наведені у деяких публікаціях (науковій та навчальній літературі), викликають сумніви в їх істинності.

Виходячи з викладеного і використовуючи рівняння Менделєєва-Клапейрона, газотвірність піщано-рідкосляних сумішей розраховували за формулою:

$$Г = 1670 \cdot m_B, \quad (1)$$

де m_B – маса води в 1 г структурованої суміші, г.

Враховуючи, що в рідкому склі, яке використовували в цих сумішах, частка води становить 60,1 % (за масою), а його повна дегідратація проходить при 600 °С, розрахунок газотвірності піщано-рідкоскляної суміші, висушеної впродовж 1 год при 603 ± 3 °С, проводили за формулою (2) з урахуванням формули (1):

$$m_B = 0{,}385 - 0{,}2549 \cdot 10^{-2} \cdot t + 0{,}7046 \cdot 10^{-5} \cdot t^2 - 0{,}9194 \cdot 10^{-8} \cdot t^3 + 0{,}4583 \cdot 10^{-11} \cdot t^4, \quad (2)$$

де t – температура нагріву рідкого скла, °С.

У роботі використовували натрієве рідке скло з щільністю $\rho_{РС} = 1{,}5$ г/см^3 та силікатним модулем $M_{SiO2} = 2{,}9$, кварцовий пісок із середнім розміром частинок 0,23 мм і масовим вмістом глини до 0,2 %.

Дослідження на газотвірність проводили на піщано-рідкоскляних сумішах трьох видів:

1) свіжоприготовлена піщано-рідкоскляна суміш (без структурування) – 5 % (за масою) натрієвого рідкого скла та 100 % (за масою) кварцового піску. Суміш виготовляли шляхом змішування складових у лабораторній мішалці лопатного типу та ущільненням її в гільзі двома ударами на лабораторному копрі;

2) піщано-рідкоскляна суміш, що продували вуглекислим газом (CO_2-процес). Суміш виготовляли шляхом змішування складових у лабораторній

мішалці лопатного типу та ущільненням її в гільзі двома ударами на лабораторному копрі. Після чого продували вуглекислим газом протягом 48 с;

3) піщано-рідкоскляна суміш, яку структурували тепловою сушкою. Суміш виготовляли шляхом змішування складових у лабораторній мішалці лопатного типу та ущільненням її в гільзі двома ударами на лабораторному копрі. Після чого дослідний зразок поміщали у сушильну шафу та сушили при 603 ± 3 °С протягом 1 години.

Величини експериментальних і розрахункових значень газотвірності досліджуваних сумішей наведено в табл. 1.

Аналіз даних табл. 1 показав, що розрахункові та експериментальні значення газотвірності досліджених піщано-рідкоскляних сумішей практично збігаються. Отже формули (1) і (2) можна рекомендувати для розрахунку газотвірності як структурованих, так і неструктурованих піщано-рідкоскляних сумішей, що дозволяє розрахувати величину їх газотвірності з точністю, достатньою для проведення інженерних розрахунків.

Таблиця 1 – Газотвірність піщано-рідкоскляної суміші з 5 % рідкого скла

Спосіб структурування	Газотворність, $см^3/г$		
	експериментальні дані	розрахункові дані	
		за формулою (1)	за формулою (2)
Свіжоприготовлена суміш без структурування	50,2-50,7	50,9	-
Продувка вуглекислим газом	48,4-50,8	50,9	-
Сушка при 603 ± 3 °С	7,2-7,7	-	7,6

Солоненко Л. І.[1], Реп'ях С. І.[2], Чумаченко В. Б.[1]
([1]НУ «Одеська політехніка», м. Одеса; [2]УДУНТ, м. Дніпро)

МІЦНІСТЬ ПІЩАНО-РІДКОСКЛЯНИХ СУМІШЕЙ, ЩО СТРУКТУРОВАНІ ЗА СПОСОБОМ ПАРО-МІКРОХВИЛЬОВОГО ЗАТВЕРДІННЯ

E-mail: l.i.solonenko@op.edu.ua

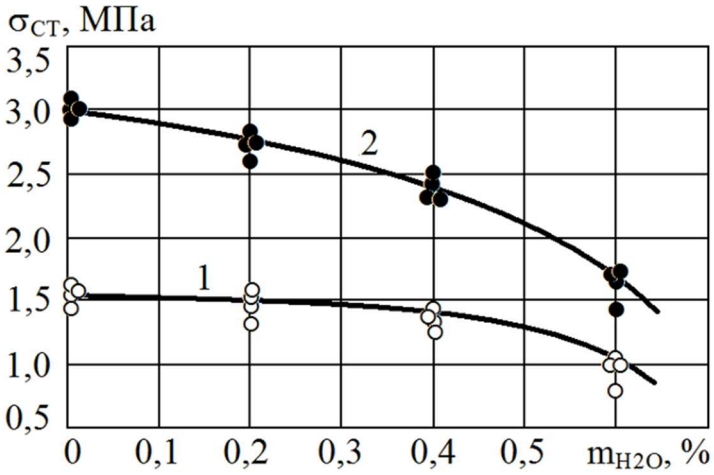
Міцність – один з найважливіших показників властивостей будь-якої структурованої суміші, що використовують для виробництва ливарних форм та стрижнів. Від величини міцності цих сумішей залежать і показники їх обсипальності, податливості, вибивання, придатності до регенерації тощо [1, 2].

В дослідженнях використовували кварцовий пісок з вмістом глинястої частини менше 0,5 % за масою та переважним розміром піщинок 0,23 мм, які були попередньо плаковані содовим натрієвим рідким склом з силікатним модулем 2,8...3,0 та питомою щільністю 1,43...1,46 г/см^3 і висушені при 25…35 °С впродовж 1 години.

Суміш виготовляли шляхом змішування компонентів суміші у лопатній мішалці: 1 % рідкого скла (за масою) та кварцового піску (понад 100 %). Для дослідження впливу вологості кварцового піску на межу міцності на стиск структурованих сумішей за способом паро-мікрохвильового затвердіння в кварцовий пісок вводили 0,2...5,0 % (за масою) дистильованої води і перемішували, потім для плакування в суміш вводили 1 % рідкого скла і здійснювали сушку до вмісту води в плакованому шарі менше 18 % (за масою). Структурування суміші проводили в паро-мікрохвильовому середовищі, для чого використовували мікрохвильову піч з номінальною потужністю магнетрона 900 Вт і частотою випромінювання 2450 МГц, використовуючи для генерації водяної пари з водяного заряду наважку води масою 1 г.

Величину навантаження руйнування структурованих сумішей при стиску, які попередньо були структуровані за способом паро-мікрохвильового затвердіння, визначали на зразках розмірами ∅50×50 мм на приладі LRu-2e.

За результатами досліджень визначено, що на рівень межі міцності суміші під час її стиску, за інших однакових умов, суттєво впливає як початкова (до плакування) вологість кварцового піску, так і вологість плакованого шару на кварцовому піску, про що свідчать залежності на рис. 1.



1 – сушіння 1 год на повітрі; 2 – сушіння 1 год на повітрі та сушіння 3 хв в мікрохвильовій печі

Рис. 1. Залежність межі міцності на стиск піщано-рідкоскляної суміші, структурованої протягом 3 хв за способом паро-мікрохвильового затвердіння з 1 % рідкого скла (за масою, понад 100 % піску), використаного для плакування її кварцового піску, від вологості кварцового піску до його плакування

З аналізу залежностей на рис. 1 випливає, що зі збільшенням вологості піску до та після його плакування міцність структурованої суміші за способом мікрохвильового затвердіння зменшується. З цієї причини для реалізації структурування за даним способом варто застосовувати кварцовий пісок для плакування рідким склом з первинною вологістю до 0,2 %, який після сушіння на повітрі додатково висушують у полі мікрохвильового випромінювання, що зменшує вміст залишкової води в плакованому шарі з 17...20 % (за масою плакованого шару) до 2...3 %.

Така залежність від вологості неплакованого піску пояснюється тим, що кожна піщинка кварцового піску має певну кількість мікропор. Під час плакування,

мікропори вологої піщинки, з розташованою в них водою щільно покриваються шаром рідкого скла. Тобто, по суті, після завершення плакування вода в мікропорах піщинок виявляється «зачиненою» шаром висушеного рідкого скла. Під час структурування за способом паро-мікрохвильового затвердіння відбувається об'ємний нагрів суміші, при якому нагріванню піддається і вода в мікропорах. При нагріванні вода в мікропорі внаслідок закипання переходить у спінений стан.

Збільшуючись в об'ємі, вода та її пара підривають плакований шар рідкого скла на піщинці. При структуруванні за методом паро-мікрохвильового затвердіння, гідратоване рідке скло під впливом капілярних сил з плакованої піщинки стікає в місця контакту, формуючи між ними манжети. Якщо пісок до плакування був вологим, то при структуруванні ця волога, збільшуючись в об'ємі, послаблює адгезійне зчеплення рідкоскляних манжет піщинок в точках підриву, що, у свою чергу, знижує адгезійну складову міцності структурованої суміші. Залежність міцності від вмісту вологи у плакованому шарі пояснюється структурою манжет, що формуються за методом паро-мікрохвильового затвердіння. Чим вище вміст води у плакованому шарі, тим вища вірогідність утворення в структурованій суміші піноподібних манжет або структур, що й призводить до зниження її міцності.

Література

1. Пономаренко О.И., Евтушенко Н.С. Технологический процесс получения холоднотвердеющих смесей на основе олигофурфурилоксисислаксановых связующих. *Литье и металлургия*. 2016. № 2 (83). С. 31-38.

2. Ткаченко С.С., Колодий Г.А., Знаменский Л.Г., Ермоленко А.А. Холоднотвердеющие смеси н неорганическом связующем: состояние и перспективы развития (неорганика потив органики). *Литье и металлургия*. 2018. № 2 (91). С. 16-22.

Солоненко Л. І.[1], Реп'ях С. І.[2], Якименко Д. Ю.[2], Костенко І. А.[1]
([1]НУ «Одеська політехніка», м. Одеса; [2]УДУНТ, м. Дніпро)

ВПЛИВ ГАЗОНАСИЧЕНОСТІ ВОДИ НА МІЦНІСТЬ ПІЩАНО-РІДКОСКЛЯНОЇ СУМІШІ, ЩО СТРУКТУРОВАНА В ПАРО-МІКРОХВИЛЬВОМУ СЕРЕДОВИЩІ

E-mail: l.i.solonenko@op.edu.ua

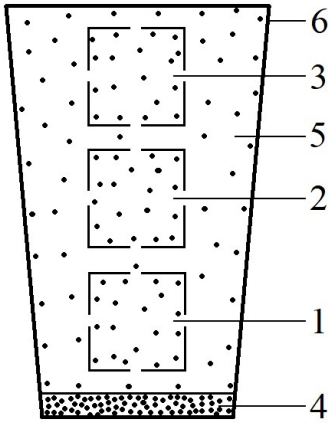
Мета роботи – визначення впливу газонасиченості води на міцність піщано-рідкоскляної суміші, що структурована в паро-мікрохвильвому середовищі за способом «SMS- process».

Дослідження проводили з використанням кварцового піску з вмістом глини до 0,1 %, який мав середній розмір частинок 0,16…0,20 мм, натрієвого рідкого скла з величиною силікатного модуля 2,93 та щільністю 1,42 г/см^3. Піщано-рідкоскляні суміші готували шляхом плакування кварцового піску 2 % рідкого скла (за масою, понад 100 % кварцового піску). Перед використанням плакований пісок просіювали через сито з коміркою 0,315 мм та впродовж 5…6 хвилин сушили в мікрохвильовому випромінюванні з частотою радіохвилі 2,45 ГГц при потужності магнетрону печі 900 Вт.

Водяний заряд для реалізації за способом «SMS-process» (Патент України № 122538 від 26.11.2020) виготовляли із суміші кварцового піску та води, вміст якої складав 5, 10 та 15 % поверх 100 % кварцового піску (за масою). Воду для водяного заряду використовували після її кип'ятіння, що забезпечувало об'ємний вміст у ній розчинених газів (кисню та водню) ~ 10 см^3/л, а також «сиру» воду (об'ємний вміст розчинених кисню та водню ~ 20 см^3/л) , набрану безпосередньо з водопроводу, і газовану воду після її витримки під атмосферним тиском впродовж 5 хвилин (об'ємний вміст розчинених кисню та водню ~20 см^3/л та ~880 см^3/л вуглекислого газу).

Для структурування на дні картонного стакану формували шар мокрого піску масою 20 г і насипали на нього 300 г плакованого кварцового піску (див. рис. 1), ущільнювали плакований пісок вібрацією впродовж 5…7 с та поміщали стакан у

робочий простір мікрохвильової печі. Структурування в мікрохвильовій печі проводили впродовж 5 хвилин.



1 – зразок № 1; 2 – зразок № 2; 3 – зразок № 3; 4 – водяний заряд;

5 – плакований кварцовий пісок; 6 – картонний стакан

Рис. 1. Схема розміщення водяного заряду, піщано-рідкоскляної суміші та місця вирізання зразків структурованої суміші

По звершенні структурування, структуровану суміш витягали зі стакану та охолоджували на повітрі до кімнатної температури. З отриманих стрижнів механічно вирізали зразки (№ 1, № 2, № 3, див. рис. 1) розміром 20×20×20 мм, на яких визначали міцність структурованих сумішей при статичному стисканні.

Випробування зразків на міцність проводили на приладі моделі LRu-2e, вимір розмірів зразків проводили з використанням штангенциркуля з точністю 0,1 мм, масу вимірювали на електронних вагах з точністю 0,1 г.

Результати досліджень (середні дані 5 зразків) представлено на рис. 2…4.

З аналізу гістограм на рис. 2…4 витікає, що дегазація води, яку використовують у водяному заряді, практично не впливає на рівень міцності на стиск структурованих піщано-рідкоскляних сумішей, які структуровані за способом «SMS-process».

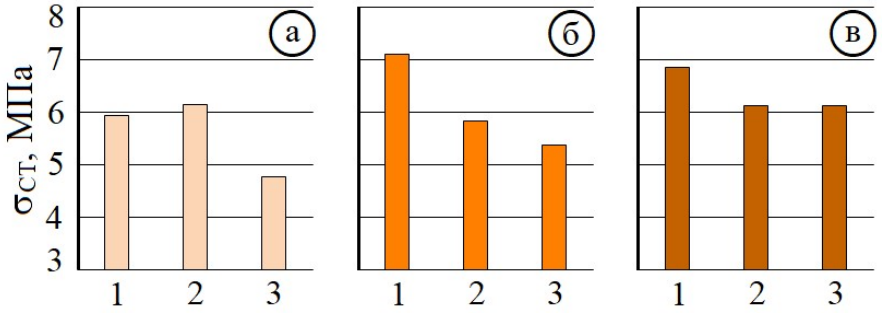


Рис. 2. Гістограми міцності на стиск піщано-рідкоскляної суміші на рівнях 1…3 (див. рис. 1), що структурована 5 % (а), 10 % (б) та 15 % (в) водою, в якій розчинено ~10 см^3/л повітря

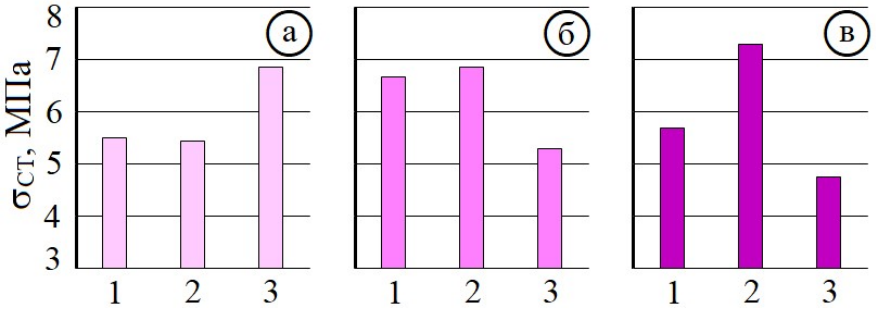


Рис. 3. Гістограми міцності на стиск піщано-рідкоскляної суміші на рівнях 1…3 (див. рис. 1), що структурована 5 % (а), 10 % (б) та 15 % (в) водою, в якій розчинено ~20 см^3/л повітря

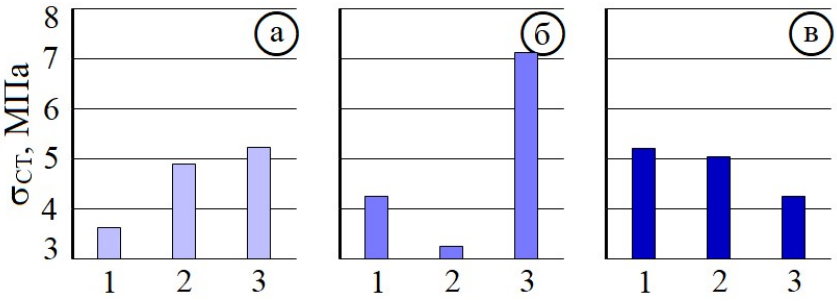


Рис 4. Гістограми міцності на стиск піщано-рідкоскляної суміші на рівнях 1…3 (див. рис. 1), що структурована 5 % (а), 10 % (б) та 15 % (в) водою, в якій розчинено ~20 см^3/л повітря та ~880 см^3/л вуглекислого газу

Щодо використання газованої води, то наявність в водяній парі значної кількості вуглецевого газу, вочевидь, призводить до виникнення в манжетах між піщинками та поверхневому шарі рідкого скла на кварцовому піску Na_2CO_3 – соди, яка не є сполучною речовиною і добре розчиняється у конденсованій на піщинках воді. Це сприяє зниженню як розмірів і міцності рідкоскляних манжетів між піщинками, так і міцності піщано-рідкоскляних сумішей, що структуровані мікрохвильовим випромінюванням. Тобто, використання газованої води у водяних зарядах для виготовлення піщано-рідкоскляних стрижнів та ливарних форм за способом «SMS-process» недоцільно.

Степанчук А. М., Клеков А. О., Судаков Д. С., Лозовиий А. О.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)

СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ПІД ЧАС ОТРИМАННЯ ПОРОШКІВ З СПЛАВУ Al-Fe-Si ДИСПЕРГУВАННЯМ РОЗПЛАВІВ

E-mail: anstepanchuk6@gmail.com

Тепер в промисловості для виготовлення деталей багатофункціонального призначення широке застосування знаходять алюміній та його сплави [1]. Це вироби конструкційного призначення, вироби для роботи в агресивних середовищах а також вироби триботехнічного призначення, зокрема матеріали антифрикційного призначення для роботи у вузлах тертя [2], [3]. На відміну від виробів триботехнічного призначення на основі міді, які мають високі експлуатаційні властивості, сплави на основі алюмінію під час роботи не утворюють канцерогенні речовини, що шкідливо впливає на навколишнє середовище. Особлива увага приділяється сплавам алюмінію легованого Cu, Ti, Si, Mn, Mg, Fe тощо. Як відомо [4], [5] в таких сплавах алюміній з легувальними елементами утворює інтерметаліди, які за певних умов структуроутворення під час кристалізації сприяють підвищенню їх механічних характеристик. Особливо цей ефект збільшується коли інтерметалева фаза знаходиться у дисперсному стані.

У цьому відношенні як з економічної так і з точки зору властивостей сплавів перспективними є сплави алюмінію леговані залізом [5], [6]. Легування залізом

дозволяє зберігати стабільність зміцнюючих фаз за рахунок його відносно малою розчинністю в алюмінії [7], [8].

Тому розробка матеріалів на основі алюмінію які мають низьку густину, високу тепло та електропровідність, корозійну стійкість та питому міцність є актуальною задачею.

Однак вироби з чистого алюмінію та деяких його сплавів, особливо отриманих традиційними методами лиття з наступною механічною обробкою мають ряд недоліків, зокрема це низькі механічні властивості та зносостійкості. Тому постає задача отримати їх з більш високими цими характеристиками. Цього можна досягти використовуючи для отримання виробів методів порошкової металургії з використанням порошків сплавів алюмінію. Підвищити їх механічні характеристики, як було зазначено вище, можна шляхом легування алюмінію залізом, яке утворює з ним інтерметаліди. Останні за певних умов утворюються у дисперсному стані і можуть виступати як дисперсно-зміцнюючі фази [7], [8], [10]. Аналіз літературних даних показав, що такі фазові складові з розміром меншими за 5 мкм можуть утворюватися за високої швидкості охолодження та кристалізації розплавів (більшими за $1x10^5$ °С/с.) або отримання порошків механічним легуванням або розмелюванням литих сплавів.

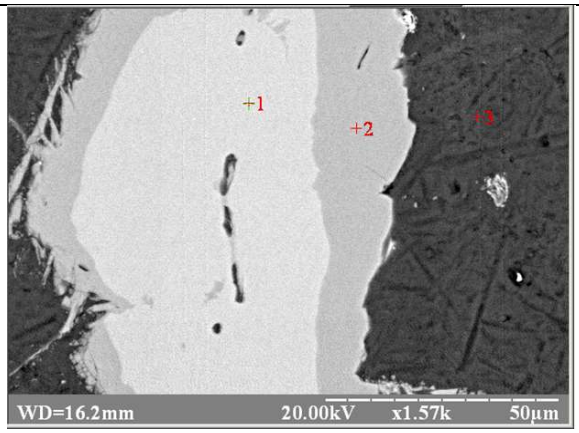
Як показали дослідження проведені в роботах [5]–[9] матеріалом для виготовлення таких порошків і виробів з них можуть бути сплави алюмінію із залізом в яких утворюється дисперсна фаза інтерметаліду Al_xFe_y, яка є твердою але досить крихкою. Тому виникає необхідність підвищення стійкості до крихкого руйнування такої фазової складової. Аналіз літературних даних показав, що перспективним у цьому відношенні є додаткове легування таких сплавів кремнієм [5], [6]. У цьому випадку утворюються інтерметалеві складові з градієнтним розподілом фаз, що може підвищувати міцність таких фаз.

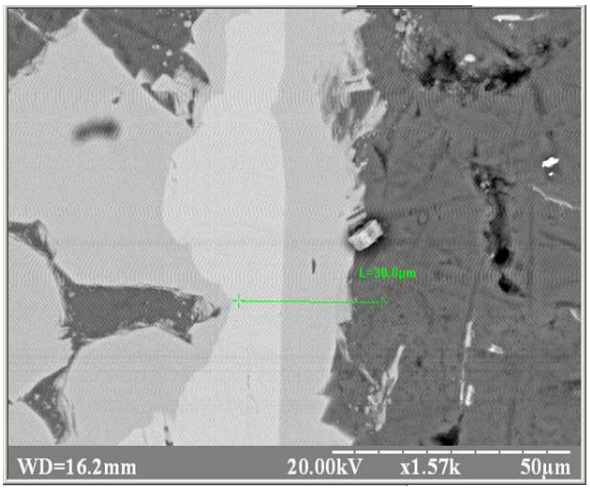
Для вивчення фазоутворення і структури таких сплавів в роботі були проведені дослідження по взаємодії заліза з сплавом Al–Si. Для цього в тиглі з Ст3 розплавляли сплав Al–Si за температур 800 – 1200 °С і робили ізотермічні витримки впродовж різного часу (від 15 до 120 хв.) та охолоджували на повітрі зі швидкістю

15–20 °С/хв. Дослідження структури показало, що структура продуктів взаємодії складається з матриці на основі алюмінію з включеннями фаз інтерметалідів, які мають двошарову будову (табл. 1, рис. 1). У центрі утворюється інтерметалева складова збагачена залізом. Зовнішній шар збагачений кремнієм і може бути ідентифікований як складний інтерметалід $Al_xFe_ySi_z$ товщина шару якого збільшується зі збільшенням температури взаємодії. Через це відбувається поступова зміна хімічного складу елементів на межі поділу фаз (рис. 1) і, як наслідок, можливе поступове зменшення градієнту напружень при деформації таких фаз.

Таблиця 1 – Хімічний склад структурних складових після взаємодії заліза з сплавом Al-Si за температури 1000 °С протягом 10 хвилин

Точка	Вміст елементів, ат. %		
	Al	Fe	Si
1	65	31	4
2	70	20	10
3	97	0	3





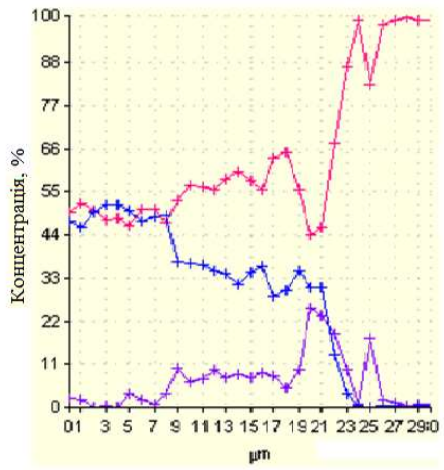


Рис. 1. Розподіл хімічних елементів на межі поділу фазових складових

Така будова інтерметалевої складової з градієнтним розподілом елементів згідно сучасним уявленням є перспективною з точки зору підвищення її стійкості до руйнування і, як наслідок, до збільшення зносостійкості і механічних властивостей виробів з таких сплавів.

Виходячи з цих результатів в роботі було поставлено за мету отримання порошків з сплаву Al–Fe–Si та вивчити їх структуру.

Як було зазначено вище для отримання таких порошків, в яких інтерметалева складова буде знаходитись в дисперсному стані, необхідно застосовувати методи диспергування розплавів. В роботі була використана установка для отримання порошків механічним диспергуванням розплавів [11], [12].

На структуру і обертання лопатей, від якої залежить властивості отримуваних порошків, які залежать від швидкості охолодження продуктів диспергування, впливають як параметри розпилювання так і теплофізичні властивості розплавів [12]. Серед яких найбільш впливовим є швидкість початкова швидкість продуктів диспергування [11]. На формування властивостей порошків і їх структуру також впливають початкова температура розплаву, температура навколишнього середовища [12].

В роботі для визначення оптимальних умов диспергування. які б забезпечували швидкість охолодження більшу за $1x10^5$ °С/с, були проведені теоретичні дослідження впливу різноманітних факторів на швидкість охолодження продуктів диспергування розплаву сплаву.

Швидкість охолодження визначали за формулою [12]:

$$V_{\text{ох}} = \frac{dT}{d\tau} = \frac{6}{\gamma_{\text{р}} c_{\text{р}} \text{d}} \alpha_{\text{к}} (t_{\text{п}} - t_{\text{с}}), \quad (1)$$

де $\alpha_{\text{к}}$ – коефіцієнт тепловіддачі конвекцією;

γ_p – густина розплаву;

$c_{\text{р}}$ – теплоємність розплаву;

d – приведений діаметр краплі розплаву;

$t_{\text{р}}$ – початкова температура розплаву;

Коефіцієнт тепловіддачі конвекцією у випадку охолодження у присутності пару визначаємо за формулою Кутателадзе [13]:

$$\alpha_к = \xi P^{0.4} q_Н , \tag{2}$$

де ξ – коефіцієнт характеру кипіння води (приймають 2,6);

P – тиск газового середовища;

$q_н$ – теплове навантаження.

$$P=0,5\times\rho W,^{2} \tag{3}$$

де ρ – густина газу парогазової суміші (993 кг/м^3);

W – швидкість газу (у нашому випадку відносна, швидкість – лінійна швидкість Полети), м/с.

Значення теплового навантаження для випадку охолодження в середовищі парогазової суміші визначали за формулою:

$$q_н = 10^3 К\beta_в\sqrt{\sigma_в\gamma_п^2(\gamma_м - \gamma_п}, \tag{4}$$

де $К$ – коефіцієнт для випадку пари = 0,16;

$\beta_в$ – теплота пароутворення;

$б_в$– поверхневий натяг води;

$\gamma_п$ – густина пари;

$\gamma_м$ – густина розплаву.

Досліджувався вплив параметрів процесу на швидкість і час охолодження продуктів диспергування. Параметри наведені в табл. 2.

Таблиця 2 – Вихідні параметри процесу

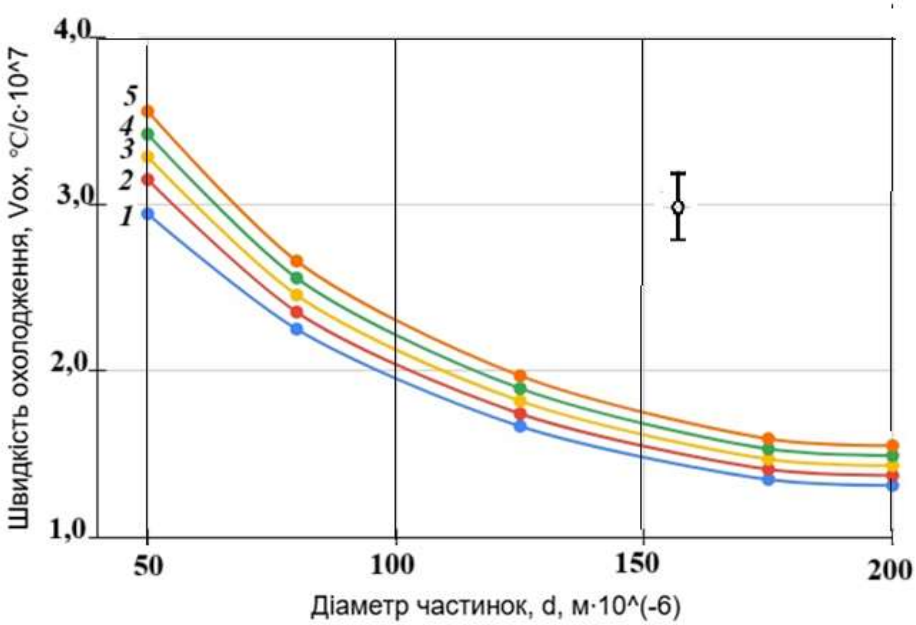
Середній діаметр крапель–продуктів диспергування, м · 10^{-6}	Початкова швидкість продуктів диспергування, м/с	Початкова температура розплаву, °С
50	100	1100
80	125	1150
125	150	1200
175	175	1250
200	200	1300

Теплофізичні властивості сплаву визначали за літературними даними та шляхом розрахунків за формулою адитивності (табл. 3).

Таблиця 3 – Теплофізичні властивості розплавів

Матеріал	Густина, кг/$м^3$	Теплоєм-ність, Дж/(кг · К)	Динамічна в'язкість, мПа · с	Поверхне-вий натяг, Н/м	Теплота кристалізації, Дж/кг
Al	2,4	1176,7	1,3	0,75	390000
Fe	6,8	640	0,3	1,65	247000
Si	2,5	710	0,65	0,9	365200
85Al+10Fe+5Si адитивна	2,8	1099,7	1,12	0,85	365000

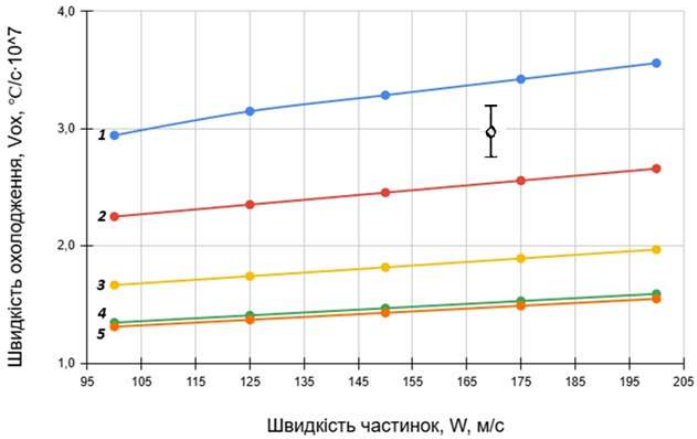
Розрахунки швидкості охолодження залежно від розміру частинок продуктів диспергування і початкової температури розплаву показують (рис. 2), що вона збільшується зі збільшенням початкової температури і зменшенням розміру частинок продуктів диспергування. Останнє узгоджується з сучасними уявленнями про вплив цих факторів на швидкість охолодження розплавів і зумовлено зменшенням маси частинок у цьому напрямі і збільшенням коефіцієнту тепловіддачі зі збільшенням температури.



1 – 1100; *2* – 1150; 3 – 1200; 4 – 1250; 5 – 1300

Рис. 2. Залежність швидкості охолодження від розмірів частинок порошку і початкової температури розплаву (°С)

Розрахунки швидкості охолодження залежно від початкової швидкості частинок –продуктів диспергування розплаву і розміру частинок показали (рис. 3), що вона збільшується зі збільшенням початкової швидкості і зменшенням розміру частинок, що зумовлено збільшенням коефіцієнту тепловіддачі і зменшенням маси частинок.



1 – 50; *2* – 80; *3* – 125; *4* – 175; *5* – 200

Рис. 3. Залежність швидкості охолодження від початкової швидкості частинок і діаметру частинок (мкм)

Аналіз отриманих результатів показує, що за всіх заданих умов швидкість охолодження продуктів диспергування розплавів сплаву Al–Fe-Si складає

$(2\text{-}7)\text{x}10^7$ °С/с. Останнє, згідно літературним даним, повинно забезпечувати отримання порошків з структурою, яка вміщує дисперсні включення інтерметалідів з розмірами меншими за 5 мкм.

Виходячи з цього були визначені умови отримання порошків на установці механічного диспергування розплавів: початкова температура розплаву 1300 °С; швидкість обертання лопатей установки 2800 об/хв.

Із вихідних матеріалів готували розплав у індукційній печі. Температуру витримували у межах 1300 °С і подавали у метало-приймач установки диспергування звідки він струменем 8 мм подавався в камеру розпилювання де і диспергувався лопатями (полетами). В зону диспергування також подавалась вода з домішками інгібітору корозії (бішофіту). Охолодження продуктів диспергування відбувалось у середовищі парогазової суміші. Після диспергування отриманий порошок зневоднювався, промивався розчином мила у воді для дезактивації порошку і сушився у сушильній шафі за температури 80-90 °С.

У подальшому досліджувались властивості отриманих порошків – гранулометричний склад, форма частинок та їх структура. Результати дослідження гранулометричного складу наведені на рисунку 4. Як видно 75-80 % порошку має розмір частинок менший за 250 мкм з середнім розміром біля 160 мкм. Форма частинок всіх фракцій рівновісна (рис. 5), близька до сферичної. Як відомо [12] форма частинок залежить від співвідношення часу охолодження і часу сфероїдізації розплавлених частинок продуктів диспергування. Коли час охолодження більший за час сфероїдизації, закристалізовані частинки мають сферичну форму, а за часу охолодження меншому за час охолодження вони мають неправильну форму. Отримані в роботі результати свідчать, що під час отримання порошків у нашому випадку час сфероїдизації перевищує час охолодження.

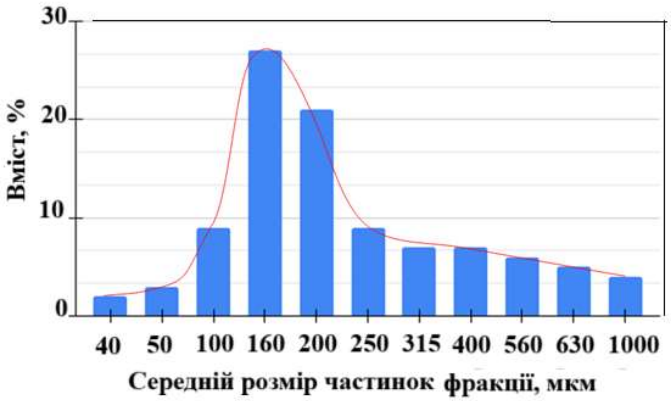
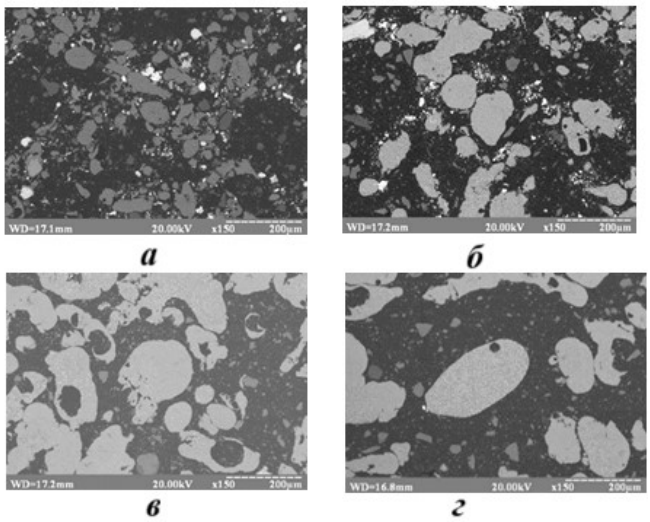


Рис. 4. Гранулометричний склад порошків сплаву Al-Fe-Si

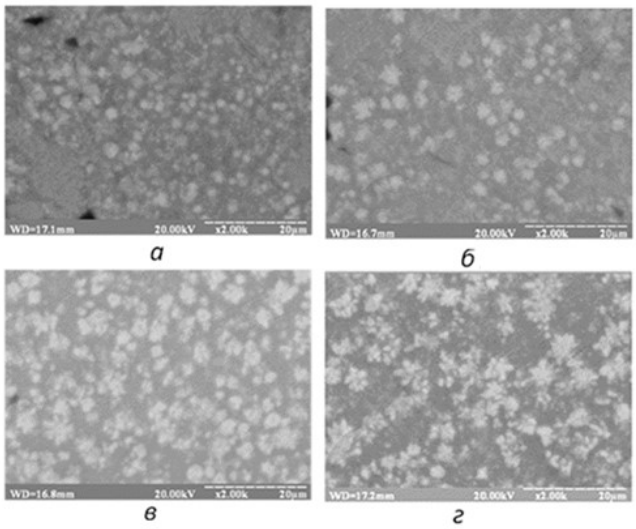


а – 50; б –100; в – 160; г – 200

Рис. 5. Форма частинок порошків залежно від їх розміру (мкм)

Вивчення структури порошків показало, що вона складається з матриці сірого кольору і включень фази світло-сірого кольору розміром менше 5 мкм. При цьому розмір світло-сірої фази зменшується зі зменшенням розміру частинок і складає менше 2 мкм (рис. 6, а). Вони мають округлу форму. Зі збільшенням розміру частинок форма світло-сірої фази стає більш розгалуженою і для частинок порошку розміром 350 мкм вона набуває зіркоподібної форми (рис. 6, г).

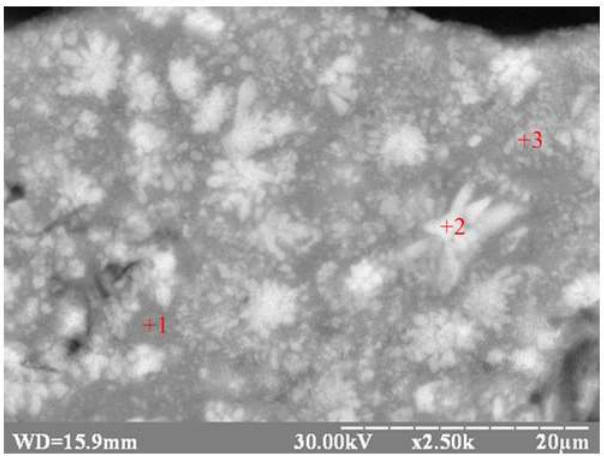
Проведений рентгено-фазовий аналіз матеріалу порошків показав, що порошок складається з матриці на основі алюмінію – α-Al(темно-сіра фаза) і інтерметалідів різного складу (світло-сіра фаза): Al_7Fe_2Si, $Fe_3AL_2Si_4$, $Fe_3Al_2Si_3$, $Al_{2,7}Fe,Si_{2,3}$.



а – 50; б –160; в – 200; г – 350

Рис. 6. Структура частинок порошків сплаву залежно від розміру (мкм)

Утворення інтерметалідів різного хімічного складу також підтверджується результатами вивчення хімічного складу фазових складових (рис. 7). Ці результати узгоджуються з викладеними вище результатами дослідження процесів структуроутворення під час взаємодії заліза з розплавом Al-Si, де показано утворення в цій системі двошарових фазових складових інтерметалідів різного складу. По периферії інтерметалеві складові мають темно-сірий колір, що свідчить про більший вміст в них кремнію.



Точка	Вміст, %		
	Al	Fe	Si
1	85,96	11,85	2,62
2	67,40	28,32	3,49
3	80,25	17,03	2,05

Рис. 7. Хімічний аналіз фазових складових

Висновки:

Визначено оптимальні параметри механічного диспергування розплавів сплаву Al–Fe–Si ($T_{поч.}$ = 1300 °C, 2800 об/хв), які забезпечують швидкість охолодження продуктів диспергування більшу за (5–7)×10^7 °C/с, що забезпечує утворення під час кристалізації дисперсно-зміцнених структур на основі α-твердого розчину Al. Як дисперсно-зміцнююча фаза виступають інтерметаліди Al_7Fe_2Si, $Fe_3AL_2Si_4$, $Fe_3Al_2Si_3$, $Al_{2,7}Fe,Si_{2,3}$, розмір структурних складових яких

переважно складає менше 2-3 мкм. Структура порошків, за інших рівних умов, залежить від розміру частинок порошків, регулюючи які можливо створювати матеріали на їх основі з наперед заданими властивостями.

Література

1. Степанчук А. Н. Технология порошковой металлургии /А. Н. Степанчук, И. И. Билык, П. А. Бойко // Киев: «Вища школа», 1989. – 415 с.

2. Roik, T., Gavrish, O., Oliynik, V., & Vitsiuk, I. (2018). Analysis of the properties of antifriction composites based on aluminum alloy's grinding waste. *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*, *4*(12 (94), 16–22. https://doi.org/10.15587/1729-4061.2018.140984.

3. Вплив температури спікання на формування структури та властивостей порошкового алюмініду заліза Fe_3Al / О. І. Толочин, О. О. Толочина, Г. А. Баглюк [та ін.] // Порошкова металургія. – 2020. – Вип. 03/04. – С. 42–54.

4. Whang S. H. High Temperature Aluminides and Intermetallics / S. H. Whang, D. P. Pope, C. T. Liu // Proceedings of the Second International ASM Conference on High Temperature Aluminides and Intermetallics, September 16-19, 1991, San Diego, CA, USA. – 746 p.

5. Хэтч Дж. Е. Алюминий: свойства и физическое металловедение / Е. Дж. Хэтч. – Москва: Металлургия, 1989. – 425 с.

6. Nayak S. K., Murty B., & Pabi S. K. (2008). Structure of nanocomposites of Al-Fe alloys prepared by mechanical alloying and rapid solidification processing. *Bulletin of Materials Science*, *31*(3), 449–454. https://doi.org/10.1007/s12034-008-0070-9.

7. Teslia S., & Stepanchuk A. (2022). Microstructural evolution of Al–15Fe alloy produced by mechanical milling and centrifugal atomization. *Intermetallics*, *149*, 107671. https://doi.org/10.1016/j.intermet.2022.107671.

8. Henein H., Buchoud V., Schmidt R.-R., Watt C., Malakov D., Gandin C.-A., … Uhlenwinkel V. (2010). Droplet Solidification of Impulse Atomized Al-0.61Fe and Al-1.9Fe. Canadian Metallurgical Quarterly, 49(3), 275–292. doi:10.1179/cmq.2010.49.3.275.

9. Effect of minor lanthanum on the microstructures, tensile and electrical properties of Al Fe alloys / Jiang, Hongxiang, Li, Shixin, Zheng, Qiuju [et. al] // Materials & design. – 2020. – Vol. 195. – 108991 p.

10. Степанчук А. М. Закономірності отримання порошків сплаву Fe-Al з дисперсно зміцненою структурою методом механічного диспергування розплаву // А. М. Степанчук, С. Ю. Тесля, Сунь Цихао, Д. Е. Чижська. Луцьк, Наукові нотатки, ЛДУ, 2023 – №71. – С. 21–27.

11. Найда Ю. И. Промышленное производство порошков сплавов меди методом ударного дробления струи расплава / Ю. И. Найда, А. Н. Степанчук, А. Ю. Найда // Порошковая металлургия. – 2006. – №1/2. – С.112–117.

12. Степанчук А. М. Теоретичні та технологічні основи отримання порошків металів, сплавів та тугоплавких сполук: Підручник /А. М. Степанчук. – Київ: НТУУ «КПІ», 2006. – С. 226–316.

13. Кутателадзе С. С. Теплопередача при конденсации и кипении. – Москва: Госэнергоиздат, 1960. – 287 с.

Стечишин М. С., Лук'янюк М. В., Мартинюк А. В., Цепенюк М. І.
(*ХНУ, м. Хмельницький; ТНТУ, м. Тернопіль*)

МОДИФІКАЦІЯ ПОВЕРХНЕВИХ ШАРІВ ДЕТАЛЕЙ ЗУБЧАТИХ ПЕРЕДАЧ БЕЗВОДНЕВИМ АЗОТУВАННЯМ В ТЛІЮЧОМУ РОЗРЯДІ

E-mail: Adm_MV@ukr.net

Зубчаті колеса передач технологічних машин традиційно виготовляються із середньо вуглецевих та легованих сталей. Після виготовлення вони піддаються зміцненню поверхневою термічною обробкою для забезпечення твердої поверхні з м'якою серцевиною. Даний процес досить громіздкий, екологічно шкідливий та потребує значних енергетичних витрат. З метою забезпечення високих екологічних показників, зниження енергетичних витрат на термообробку, а також підвищення зносостійкості зубчатих коліс нами пропонується обмежитися модифікацією лише їх поверхневих шарів. Така модифікація сприятиме забезпеченню відповідності

специфічним умовам експлуатації зубчатих коліс, яка потребує твердої поверхні і м`якої серцевини [1, 2].

В умовах Подільського наукового фізико-технологічного центру (ПНФТЦ) проводилися дослідження з модифікації сталевих поверхонь шляхом безводневого азотування в тліючому розряді (БАТР). Дослідження виконувалися в два етапи: спочатку на зразках, а потім на зубчастих колесах виготовлених зі сталі 40Х.

Враховуючи економічну сторону досліджень, на першому етапі модифікаційні процеси проводилися на зразках циліндричної форми діаметром 5 мм і довжиною 20 мм, виготовлених зі сталі 40Х. Дослідження проводилися при різноманітних режимах БАТР, всього 27 режимів.

При цьому змінювалися основні параметри БАТР:

- процентний склад газової суміші (азот + аргон) від 20 % N_2 + 80 % Ar до 80 % N_2 + 20 % Ar з інтервалом 30 %;
- тиск в розрядній камері від 200 до 400 Па з інтервалом100 Па;
- температура процесу від 560 ^oC до 600 ^oC з інтервалом 20 ^oC;
- тривалість процесу від 3-х до 4-х год, з інтервалом 30 хв.

В результаті оптимізації здійсненої за критеріями мікротвердості та товщини модифікованого шару для подальших досліджень на зносостійкість було вибрано наступні три режими модифікації зразків.

Режим 1:

– процентний склад робочої суміші – 80 % N_2 + 20 % Ar;
– тиск в розрядній камері під час модифікації – 350 Па;
– температура процесу модифікації – 580 °С;
– тривалість процесу модифікації – 4 год.

Режим 2:

– процентний склад робочої суміші – 20 % N_2 + 80 % Ar;
– тиск в розрядній камері під час модифікації – 200 Па;
– температура процесу модифікації – 560 °С;
– тривалість процесу модифікації – 4 год.

Режим 3:

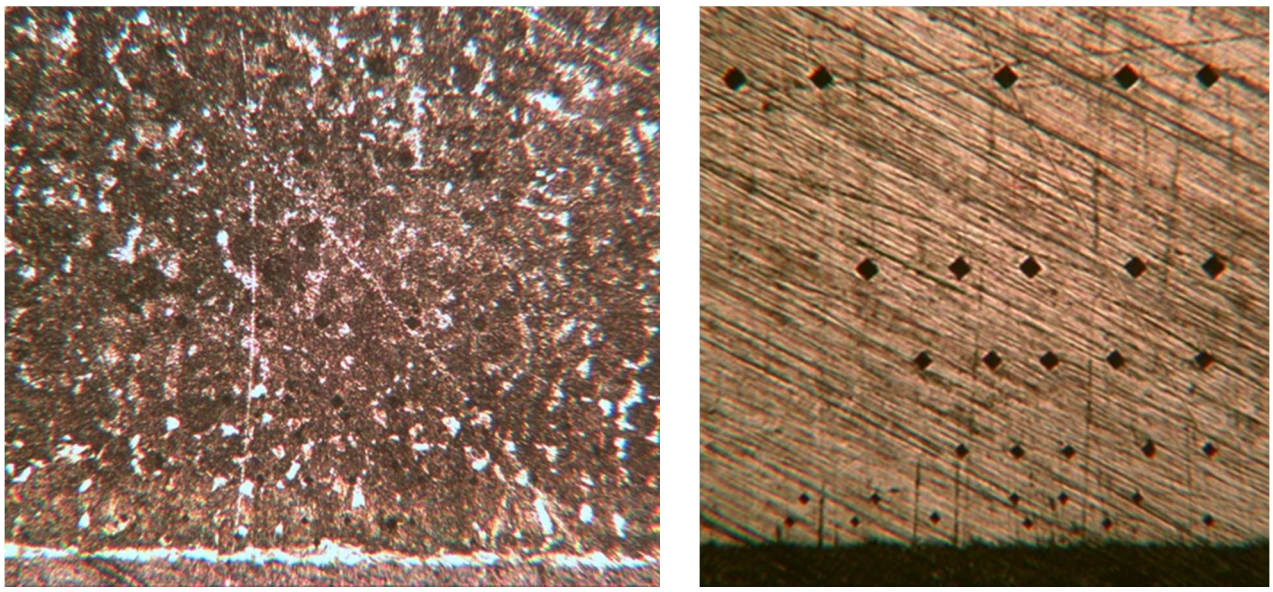
– процентний склад робочої суміші – 50 % N_2 + 50 % Ar;
– тиск в розрядній камері під час модифікації – 300 Па;
– температура процесу модифікації – 580 °С;
– тривалість процесу модифікації – 4 год.

Модифікація зразків за оптимальними режимами забезпечила мікротвердість поверхні в межах $HV_{0,1}$ 850…900 МПа.

Крім того був виконаний рентгеноструктурний аналіз модифікованих зразків. Результати рентгеноструктурного аналізу показують, що отриманий модифікований шар сягає глибини 0,15...0,2 мм. При цьому він складаються з ε-фази та γ'-фази, яка являє собою нітриди заліза Fe_3N та Fe_4N. Під цим шаром знаходиться дифузійний шар, який складається з великих і дрібних голчастих утворень. Ідентифікація по мікротвердості показала, що великі включення являють собою γ′-фазу Fe_4N, а дрібні складаються з азотистого α-твердого розчину. Концентрація азоту, знижується від поверхні в глибину металу, а відповідно і твердість також [3].

Світлини мікрошліфів нетравленого і травленого зразків представлені на рис. 1. На другій світлині видніються сліди, від вимірювання мікротвердості поверхні приладом ПМТ-3. Збільшення розмірів слідів в напрямку від поверхні зразка до середини наглядно свідчить про зміну мікротвердості поверхневого шару. Таким чином, в результаті модифікації зразків, забезпечена тверда поверхня при м’якій серцевині, що повністю відповідає вимогам експлуатації коліс зубчатих передач [4].

Дослідження модифікованих та немодифікованих зразків на зносостійкість виконувалися на універсальній машині тертя 2168УМТ за інтенсивною технологією в режимі сухого тертя. Результати досліджень отримані методом порівняння результатів зношування модифікованих і немодифікованих зразків приведені нижче, на рис. 2.



а б

Рис. 1. Мікрошліф зразка: а – до травлення; б – травлений

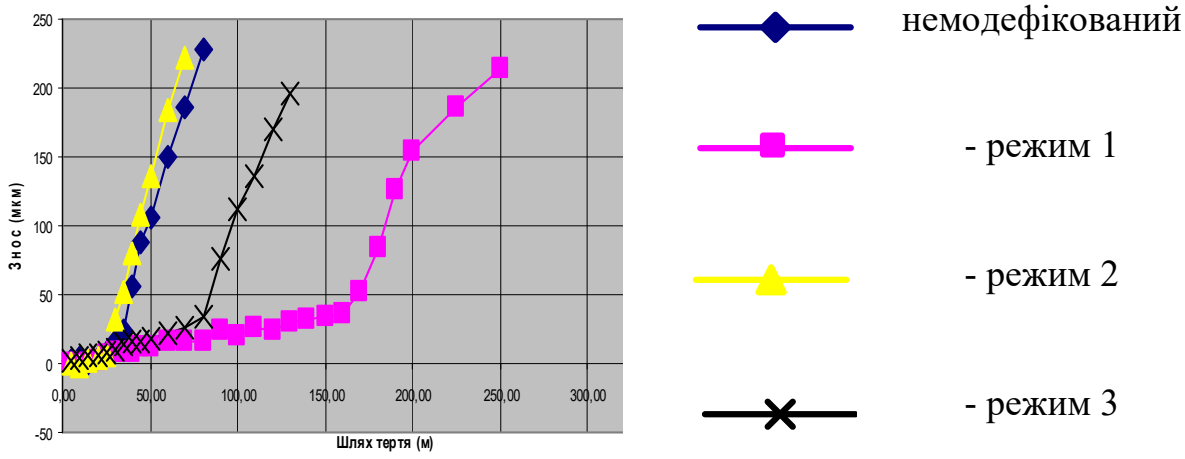


Рис. 2. Результати досліджень на зносостійкість зразків не модифікованих та модифікованих БАТР за трьома режимами

Другий етап досліджень проводився на натурних зразках, зубчастих колесах з подальшими випробуваннями їх в умовах виробництва. На фото (рис. 3) представлено зубчасті колеса, до і після модифікації з застосуванням БАТР.

Другий етап досліджень (випробування на натурних зразках, в умовах виробництва) в даний момент не закінчено.



Рис. 3. Зубчасті колеса до і після модифікації БАТР

Висновок:

Проведені дослідження способу поверхневої модифікації деталей зубчатих передач, безводневим азотуванням в тліючому розряді, виготовлених із сталі 40Х дозволяє прогнозувати ефективність даного методу для підвищення зносостійкості коліс зубчатих передач, а проведені попередні дослідження на зразках, за інтенсивною методикою дають можливість досить швидко виконувати оптимізацію режимів модифікації з врахуванням матеріалу деталі специфіки її експлуатації, конструктивних особливостей.

Література

1. Каплун В. Г. Ионное азотирование в безводородных средах: монография / В. Г. Каплун, П. В. Каплун. – Хмельницкий: ХНУ, 2015. – 315 с.

2. Пастух И. М. Теория и практика безводородного азотирования в тлеющем разряде: монография / И. М. Пастух. – Харьков: ННЦ ХФТИ, 2006. – 164 с.

3. Stechishina N.M. Influence of the parameters of hydrogen nitrogen nitrogen in a glow discharge on tribological and physico-chemical properties of steel 40X / N.M. Stechishina, M.S. Stechyshyn, A.V. Martynyuk, N.V. Lukianyuk,

V.V. Lyukhovets, Yu.M. Bilyk // Problems of Tribology. – Khmelnytskyi: KHNU, 2021. – V. 26 - №3/101. – P.31-41.

4. Stechychyn M. WEAR RESISTANCE OF NITROGENED STRUKTURAL STEEL WITH LIMITAND DRY FRICTION / M. Stechyshyn, V Oleksandrenko, M. Lukyanyuk // Actual problems of modern science. Monograf: Bydgoszcz, Poland – 2021. – P. 733-740.

Стечишина Н. М., Олександренко Є. Г., Стечишин М. С., Лук'янюк М. В.
(*ХНУ, м. Хмельницький*)

КАРБОАЗОТУВАННЯ СТАЛЕЙ 12ХН3А, ХВГ і 40Х В ТЛІЮЧОМУ РОЗРЯДІ

E-mail: oleksandrenkoyevhen@gmail.com

Технологічні параметри процесу карбоазотування в тліючому розряді значно впливають на фізико–механічні характеристики, структуру, фазовий склад і зносостійкість карбонітрідного шару, тому вивчення цього впливу є важливим завданням.

Дослідження проводилися на сталях: 12ХН3А, 40Х, ХВГ. Завданням досліджень було визначення залежності характеристик карбоазотованого шару (глибини, твердості, структури, фазового і хімічного складу) від основних параметрів технологічного процесу (тиску, складу насичувального середовища, температури і тривалості процесу). У якості робочих газів застосовувалися суміші азоту і аргону (75 % N_2 + 25 % Ar) і пропану C_3H_8, температура насичення змінювалася від 480 ºС до 600 ºС, тиск газової суміші в процесі дифузійного насичення – від 80 Па до 400 Па, тривалість процесу – від 20 хв до 240 хв. Технологічні параметри насичення вибиралися виходячи із результатів попередньо проведених досліджень [1].

В процесі дослідження використовувалися методи металографії, і хімічного аналізів, в результаті застосування яких визначалися наступні характеристики карбоазотованого шару: структура і товщина із застосуванням мікроскопів

ММР–2Р; мікротвердість із застосуванням мікротвердоміра ПМТ–3; фазового складу із застосуванням рентгенівського приладу ДРОН–3М.

З метою раціонального проведення дослідів і отримання достовірної інформації застосовувались математичні методи планування експериментів (плани першого і другого порядку) і статистичні методи обробки результатів експериментів [2].

Застосування методу карбоазотування в тліючому розряді до зміцнення деталей машин ставить завдання знаходження таких технологічних режимів його проведення, при яких досягаються максимальні результати в потрібних вихідних параметрах. Виходячи з того, що сам процес карбоазотування в тліючому розряді дозволяє широку зміну властивостей отримуваних покриттів через прості, легко керовані технологічні параметри, отримується можливість їх оптимізації за заданими контрольними характеристиками. При цьому вихідними параметрами процесу поверхневого зміцнення можуть бути як експлуатаційні (зносостійкість, міцність, тріщиностійкість, втомна витривалість), так і внутрішні фізико−механічні властивості (товщина карбідного шару, фазовий склад дифузійного шару, його структура, твердість тощо).

З метою визначення оптимальної кількості пропану в насичуючому середовищі та тиску в розрядній камері проведено ряд технологічних режимів зміцнення сталей 12ХН3А, ХВГ та 40Х. Технологічні параметри процесу утворення карбідного шару в тліючому розряді: температура процесу Т = 580 °С, тривалість зміцнення τ = 240 хв, тиск в камері змінювався від 67 Па до 333 Па, вміст пропану в насичуючому середовищі в об’ємній частці від 3 % до 15 % (надалі в тексті буде використано скорочений запис складу газової суміші, наприклад, 15 % C_3H_8). Газова суміш – аргоно-пропанова ($Ar + C_3H_8$).

У процесі досліджень зразків із сталей 12ХН3А, ХВГ та 40Х отримані залежності поверхневої мікротвердості карбідного шару від технологічних параметрів процесу зміцнення − тиску в розрядній камері та вмісту цемен-туючого газу. Дані по мікротвердості зміцнених сталей наведені в табл. 1. Залежності мікротвердості від параметрів зміцнення показані на рис. 1 і 2.

Таблиця 1 − Результати досліджень мікротвердості сталей 12ХН3А, ХВГ і 40Х, зміцнених в тліючому розряді у вуглецевому середовищі

Номер режиму	Технологічні параметри режиму				Мікротвердість H_{100}, МПа					
					12ХН3А		ХВГ		40Х	
	p, Па (мм рт. ст.)	% C_3H_8	I, A	U, B	до зміц-нення	після зміц-нення	до зміц-нення	після зміц-нення	до зміц-нення	після зміц-нення
1	333 (2,5)	9,0	6,8	315	2420	6500	3000	4350	2970	4700
2	266 (2,0)	9,0	6,7	380	2700	7300	3150	4800	3000	5500
3	200 (1,5)	9,0	5,6	410	2850	6800	2550	5300	2860	4750
4	133 (1,0)	9,0	4,6	550	2450	5650	2800	4500	2600	3800
5	67 (0,5)	9,0	3,6	970	2650	5000	3000	3750	2800	3600
6	266 (2,0)	15,0	6,6	360	2600	5500	3050	3900	2930	4100
7	266 (2,0)	12,0	6,5	400	2800	6700	3080	4550	2700	5150
8	266 (2,0)	9,0	6,7	380	2750	7300	3050	4800	2950	5500
9	266 (2,0)	6,0	6,1	450	2800	6250	3180	4280	3050	5000
10	266 (2,0)	3,0	6,3	420	2700	5500	3000	3500	2950	3600

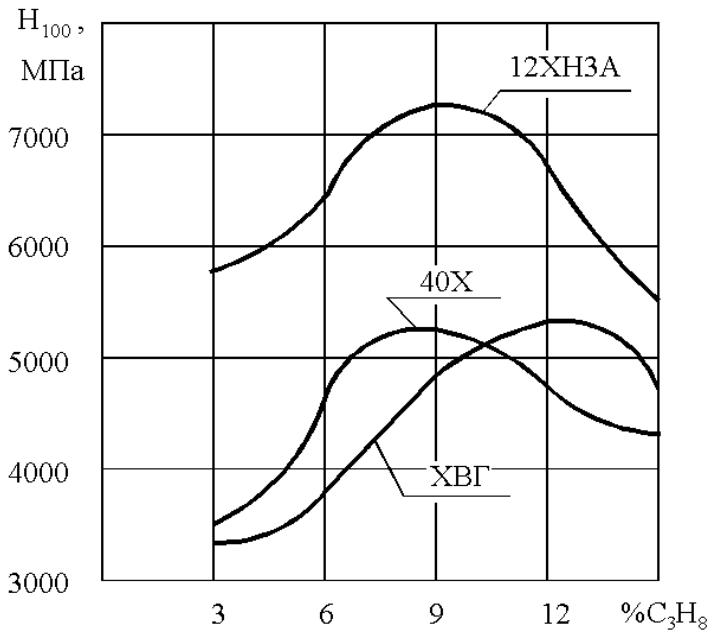


Рис. 1. Залежність мікротвердості карбідного шару від вмісту пропану в насичувальному середовищі

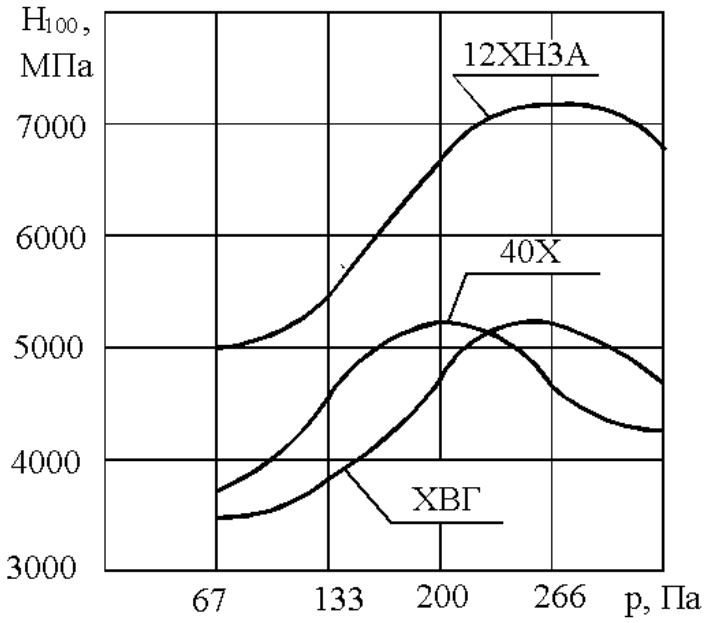


Рис. 2. Залежність мікротвердості карбідного шару від тиску в розрядній камері

Попередні дослідження впливу вмісту пропану в середовищі і тиску в розрядній камері показали, що для сталі ХВГ є оптимальне значення вмісту

пропану в насичувальному середовищі (біля 12 %) та тиску в розрядній камері (від 230 Па до 260 Па), при яких поверхнева мікротвердість буде максимальною. При збільшенні вмісту пропану в насичувальному середовищі поверхня зразків покривається сажею, що ускладнює проникнення насичувальних газів в поверхню металу і утворенню зміцненого шару. Для 12ХН3А: вміст пропану – 9 %, тиск – 230…280 Па, а для сталі 40Х вміст пропану – 7…9 %, тиск – 200 Па.

Таким чином знайдені оптимальні значення вмісту пропану в насичувальному середовищі та його тиску при заданій температурі 580 °С для досягнення максимальної поверхневої мікротвердості.

Література

1. Stechyshyn M.S. Physicochemical properties of carbonitrided 40kh steel / M. S. Stechyshyn, M.E. Skyba, N. M. Stechyshyna, O. O. Solariov, O. M. Kalnaguz // Materials Science, Vol. 56, No.6, November-December, 2021.-PP.837-842. (DOI 10.1007/s11003-021-00502-9).

2. Скиба М.Є. Планування експериментальних досліджень процесу карбоазотування в тліючому розряді / М.Є. Скиба, М.С. Стечишин, М.М. Лук'янюк, Н.М. Стечишина, // Проблеми тертя та зношування – К.: НАУ, 2020, №1(86). – С.78-86.

Тарасевич М.І., Корнієць І.В., Пригунова А.Г.,
Недужий А.М. Бабюк В.Д., Жидков Є.А.
(*ФТІМС НАН України, Київ)*

МОДЕЛЮВАННЯ ВПЛИВУ ТЕМПЕРАТУРИ НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ВИЛИВКА ЗІ СПЛАВУ АК5М2

E-mail: adel_nayka@ukr.net

Якість литого виробу, його властивості, в першу чергу, залежать від структури, яка утворюється при переході металу з рідкого в твердий стан. Серед основних чинників впливу на її формування треба виділити наступні: хімічний склад, початкова температура рідкого металу, час перебування в перегрітому та

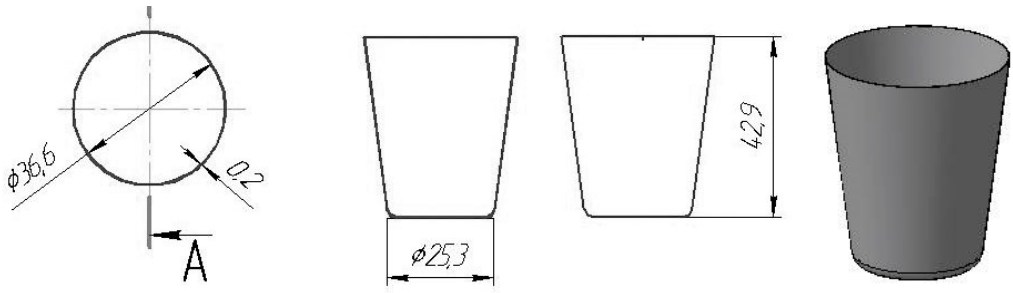
рідко-твердому (в інтервалі температур ліквідус-солідус) станах, інтенсивність тепловідводу через бічну поверхню, швидкості твердnення та охолодження.

Методами математичного і комп'ютерного моделювання проведено аналіз впливу початкової температури ливарного сплаву АК5М2 на умови формування виливка діаметром 30 мм в серединному перерізі, який отримували в сталевому кокілі товщиною 0,2 мм. Температуру перегріву (ΔT) над ліквідусом (T_L = 619 °С) змінювали від 31 °С до 281 °С. Теплофізичні характеристики матеріалів, використані при обчисленнях, наведено в табл. 1, розміри і загальний вигляд кокілю – на рис. 1.

При моделюванні перенос тепла в системі виливок-кокіль описано рівнянням Фур'є. При постановці задачі для забезпечення спрямованого характеру твердnення циліндричного виливка прийнято припущення щодо ідентичності умов теплообміну по всій поверхні. Враховували залежність теплофізичних характеристик виливка і кокілю від температури. В початковий момент часу задавали температури кокілю і рідкого металу ($T_L + \Delta T$). Для вирішення сформульованої задачі використано чисельний метод кінцевих різниць.

Таблиця 1 – Теплофізичні характеристики матеріалів

Характеристики	Матеріал	
	АК5М2 (виливок)	14Х17Н2 (кокіль)
Щільність, кг/м^3	2700	7680,0$_{\square T=600\ ^oC}$ 7790,0$_{\square T=400\ ^oC}$
Питома теплоємність, Дж/(кг·К)	838	84,3$_{\square T=600\ ^oC}$ 44,2$_{\square T=200\ ^oC}$
Теплопровідність, Вт/(м·К)	163	22
Теплота фазового переходу, кДж/кг	500	180
Температура ліквідус, °С	619	
Температура солідус, °С	449	



а б

Рис. 1. Розміри (а) та загальний вигляд (б) кокілю

Встановлено (табл. 2), що після зняття перегріву з усього об'єму рідкого металу час знаходження виливка в двофазному стані ($\Delta\tau_1$), а також інтервал часу від початку формування твердої кірочки до повного тверднення ($\Delta\tau_2$) є інваріантними відносно значень температур перегріву в досліджуваному діапазоні і становлять 162,37 с та 2,42 с відповідно. При збільшенні температури розливання від 650 °С до 900 °С час зняття температури перегріву зі всього об'єму виливка збільшується з 5,758 с до 36,75 с, що призводить до зростання часу перебування областей виливка в рідкому стані (рис. 2, кр. 1 та 3). Загальна тривалість тверднення виливка змінюється з 170,18 с до 201,12 с (див. табл. 2).

Таблиця 2 – Час зняття теплоти перегріву розплаву і повного тверднення виливка зі сплаву АК5М2 при зміні перегріву відносно температури ліквідус

Початкова температура розплаву, °С (перегрів відносно температури ліквідус, °С)	Час, с				
	зняття перегріву ($\tau_{пер.}$)	початку тверднення ($\tau_{затв.1}$)	$\Delta\tau_1 = \tau_{затв.1} - \tau_{пер.}$	повного тверднення ($\tau_{затв.}$)	$\Delta\tau_2 = \tau_{затв.} - \tau_{затв.1}$
650 (31)	5,758	167,76	162,0	170,18	2,42
700 (81)	13,4	175,399	162,0	177,82	2,42
750 (131)	20,23	182,179	162,0	184,6	2,42
800 (181)	26,281	188,25	162,0	190,69	2,42
850 (231)	31,84	193,78	162,0	196,215	2,43
900 (281)	36,75	198,7	162,0	201,12	2,42

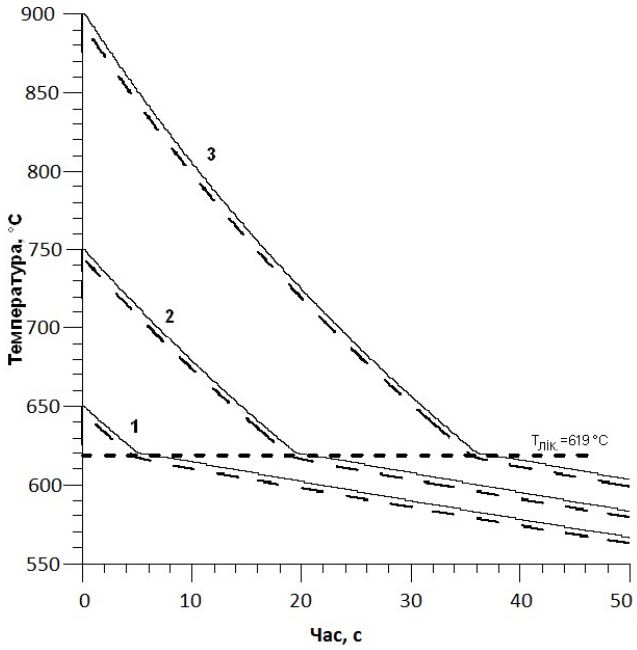


Рис 2 . Зміна температури в центрі (– – –) та на бічній поверхні (——) виливка залежно від температури заливки: 1 – 650 °С; 2 – 750 °С; 3 – 900 °С

З використанням методу регресійного аналізу оцінено вплив температури перегріву розплаву (ΔТ) на час зняття теплоти перегріву ($\tau_{пер.}$, с) та тривалість тверднення виливка ($\tau_{твер.}$, с). Одержано рівняння другого порядку, за якими розраховано вказані залежності:

– час зняття теплоти перегріву:

$$\tau_{пер.} = 0{,}71124 + 0{,}16785 \cdot \Delta T - 0{,}000144 \cdot \Delta T^2,\ R^2 = 99{,}93; \quad (1)$$

– час повного твердіння виливка:

$$\tau_{твер.} = 165{,}24217 + 0{,}16507 \cdot \Delta T - 0{,}000133 \cdot \Delta T^2,\ R^2 = 99{,}945, \quad (2)$$

де ΔТ – величина перегріву над ліквідусом, що змінювали від 31 °С до 281 °С;

R^2 – коефіцієнт детермінації (відсоток експериментальних даних, який співпадає з моделлю).

Зниження температури в центрі та на поверхні виливка в процесі охолодження описується залежністю близькою до лінійної (див. рис. 2). Через

невелику масу металу, що твердне, їх величини суттєво не відрізняються. Тривалість охолодження визначається ступенем перегріву.

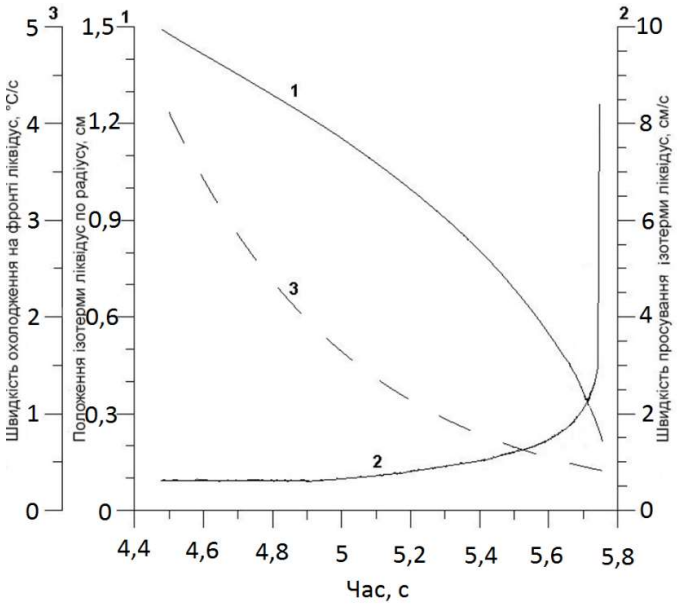
Ураховуючи лінійний характер зниження температури розплаву до температури ліквідус, зумовлений постійною площею охолодження, проведено розрахунки з визначення зміни швидкості охолодження рідкого металу від температури його перегріву до температури ліквідус. Встановлено, що цей процес можна описати рівнянням другого порядку:

$$v = 5{,}04897 + 0{,}0123 \cdot \Delta T - 1{,}1357 \cdot 10^{-5} \cdot (\Delta T)^2. \quad (3)$$

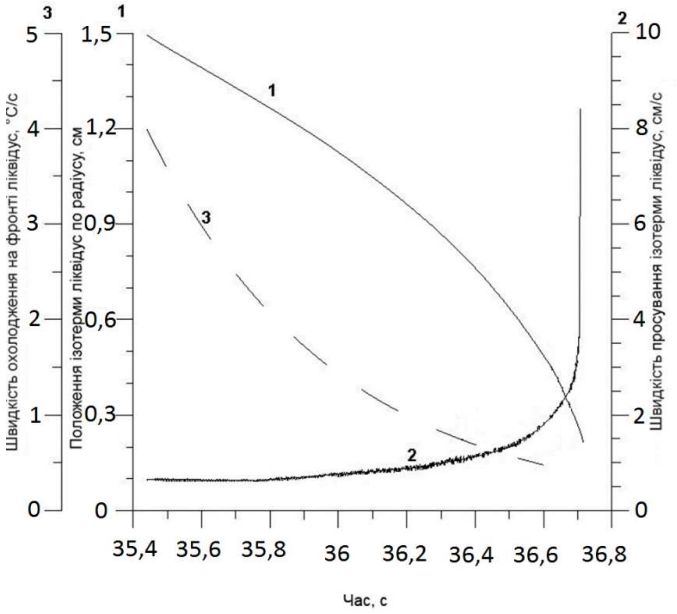
Зміна швидкості охолодження в двофазній зоні також характеризується лінійною залежністю:

$$v = -0{,}0004567 \cdot \Delta T + 1{,}2824. \quad (4)$$

Визначено, що швидкість охолодження рідкого металу при знятті теплоти перегріву становить біля 4 °С/с, далі швидкість охолодження на фронті ліквідус змінюється за експоненціальним законом і при знятті перегріву центрального об’єму виливка складає ~0,4 °С/с (рис. 3). Подальше формування виливка відбувається в двофазному стані, де швидкість охолодження змінюється від ~0,9 °С/с в момент утворення твердої кірочки на поверхні виливка до 12-20 °С/с в момент повного тверднення виливка (рис. 4).

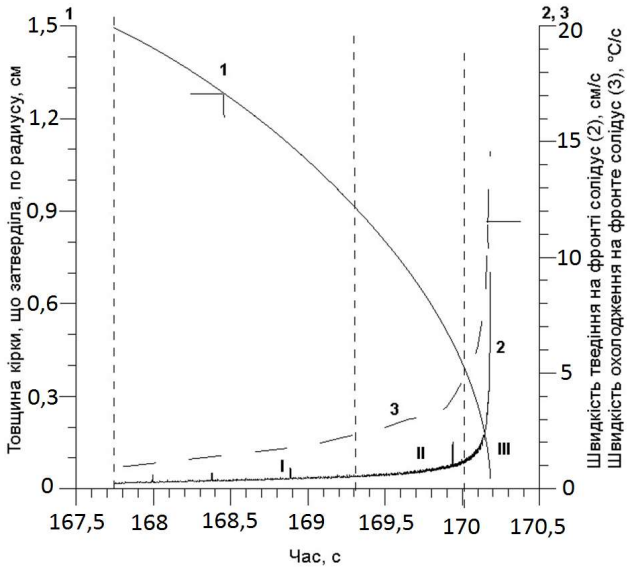


а

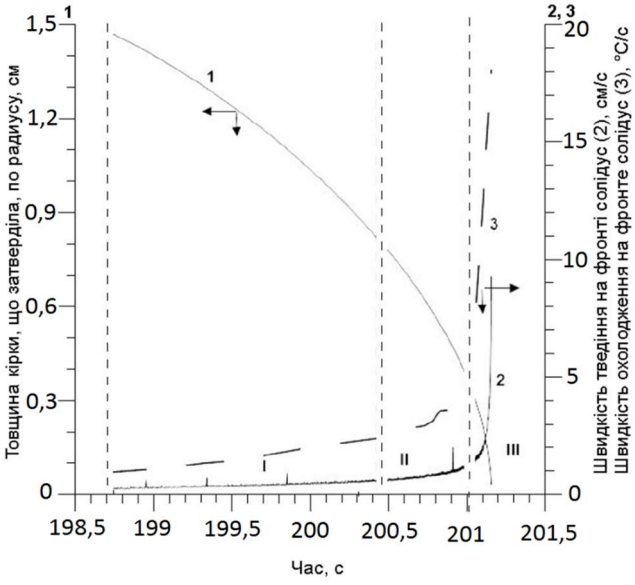


б

Рис. 3. Кінетика просування ізотерми ліквідус (1), зміна швидкості її просування (2) та швидкості охолодження на фронті ліквідус (3) при температурі заливки розплаву 650 °С (а) та 900 °С (б)



а



б

Рис. 4. Кінетика просування ізотерми солідус (1), швидкості твердннення (2) та швидкості охолодження при температурі заливки розплаву 650 °С (а) та 900 °С (б)

Аналізуючи зміну параметрів твердннення (швидкості твердннення (см/с) та швидкості охолодження (°С/с), див. рис. 4) по радіусу виливка можна виділити три області, які призводять до зміни структурних зон виливка, що твердне: I ≈ 0,6 см від поверхні виливка (згідно з прямолінійною ділянкою зростання швидкості твердннення); II – перехідна область розміром близько 0,5 см (параболічна ділянка підвищення швидкості твердннення); III ≈ 0,4 см центральна частина виливка

(ділянка значного збільшення швидкості охолодження). В табл. 3 наведено дані щодо кожної з вказаних ділянок для локальних швидкостей охолодження та тверднення на фронті солідус.

Таблиця 3 — Оцінка структурних зон виливка із сплаву АК5М2

	Початкова температура розплаву, °С		
	650	750	900
I область			
Момент часу початку тверднення, с	167,75	182,17	198,7
Момент часу закінчення формування I зони, с	169,3	184,0	200,4
Початкова швидкість тверднення, біля бічної поверхні, см/с	0,247	0,18	0,178
Швидкість твердіння в кінці I зони	0,604	0,74	0,654
Початкова швидкість охолодження біля бічної поверхні, °С /с	0,919	0,797	0,894
Швидкість охолодження в кінці I зони, °С /с	2,347	2,402	2,325
Розмір твердої кірочки в момент часу початку тверднення, (за радіусом), см	0,0	0,0	0,0
Розмір твердої кірочки в момент часу закінчення формування I зони, см	0,59	0,731	0,68
II область			
Час початку формування II зони, с	169,3	182,17	198,7
Час закінчення формування II зони, с	170,0	184,5	200,97
Швидкість тверднення, на початку II зони, см/с	0,604	0,74	0,654
Швидкість тверднення, в кінці II зони, см/с	1,237	1,938	1,134
Швидкість охолодження на початку II зони, °С /с	2,347	2,402	2,325
Швидкість охолодження в кінці II зони, °С /с	4,933	5,527	4,772
Розмір твердої кірочки в II зоні, см	0,61	0,456	0,47
III область			
Час початку формування III зони, с	170,0	184,5	200,97
Час повного тверднення, виливка (закінчення III зони), с	170,182	184,627	201,12
Швидкість тверднення, на початку III зони, см/с	1,237	1,938	1,134
Швидкість тверднення, в кінці III зони, см/с	9,259	10,632	9,24
Швидкість охолодження на початку III зони, °С /с	4,933	5,527	4,772
Швидкість охолодження в кінці III зони, °С /с	14,382	24,43	18,436
Розмір твердої кірочки в III зоні, см	0,3	0,313	0,3

Проведення експериментальних досліджень підтвердило наявність визначених структурних зон по радіусу виливка зі сплаву АК5М2, які відрізняються розміром, складом і морфологією структурних складових.

Титаренко В. В.
(*НТУ «Дніпровська політехніка», м. Дніпро*)

ВИЗНАЧЕННЯ МОДУЛЯ ЮНГА КОМПОЗИТІВ НА ОСНОВІ МЕТАЛІВ З КУБІЧНОЮ ҐРАТКОЮ

E-mail: tytarenko.valentina@gmail.com

Розвиток фізики міцності та пластичності пов'язане з теоретичним прогнозуванням властивостей міцності матеріалу. Теоретичні значення властивостей міцності, зокрема модуля пружності, необхідні для вирішення багатьох завдань фізики міцності і пластичності, наприклад, завдання Гріффітса. Крім того, існуючі методи розрахунку модуля Юнга обмежуються деякими середніми значеннями та не дозволяють визначити модулі Юнга для різних кристалографічних напрямків [hkl].

Міцні властивості будь-якого кристалічного матеріалу залежать, в першу чергу, від сил міжмолекулярної або міжатомної взаємодії, які можна порівняти з модулем пружності. Насамперед, це стосується монокристалічних зразків, у яких руйнування кристала відбуваються лише вздовж певних площин і пов'язані з розривом зв'язків у кристалічної комірки. У той же час, для полікристалічних матеріалів руйнування можуть проходити міжфазними границями.

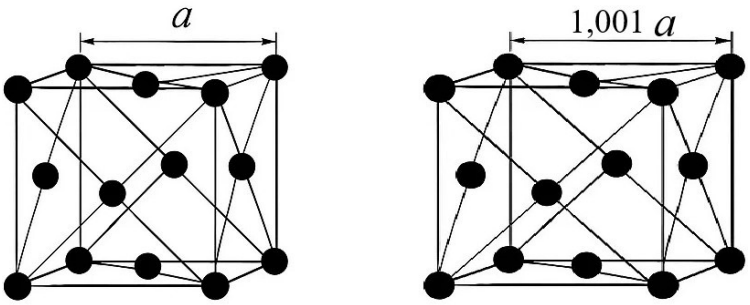
У відомих методах розрахунку модуля Юнга основним є визначення сил чи енергії зв'язку між найближчими атомами, іонами чи молекулами залежно від типу кристалічної структури. Модуль Юнга визначали з відношення зміни повної енергії кристалічної ґратки у певному кристалографічному напрямку (ΔW_{hkl}) до зміни об’єму в даному кристалографічному напрямку (ΔV_{hkl}):

$$E_{hkl} = \frac{\Delta W_{hkl}}{\Delta V_{hkl}} . \qquad (1)$$

Зміна повної енергії кристалічної ґратки визначається як різниця між повною енергією кристала в деформованому стані вздовж напряму [hkl] (W_{hkl}) та його повною енергією у недеформованому стані (W_{total}).

$$\Delta W_{hkl} = \left| W_{total} - W_{hkl} \right|. \quad (2)$$

Для розрахунку повних енергій недеформованого та деформованого стану кристала у напрямку [hkl] проведено розрахунки за допомогою пакета програм GAUSSIAN 16. Моделювання деформації розтягування кристала (рис. 1) проводили за різними кристалографічними напрямками, для кожного з яких визначала геометрична конфігурація з об'ємом V_{hkl}. За літературними даними пружна деформація у металах не має перевищувати десяті частки відсотка. У розрахунках кристал розтягували на 0,1 % в одному із кристалографічних напрямків (a + 0,001a), при цьому інші параметри кристалічної ґратки залишались незмінними.



а б

Рис. 1. Розтягування ГЦК гратки у напрямку [100]

Для експериментальної перевірки розрахованих значень модуля Юнга міді та нікелю та дослідження пружніх властивостей КЕП було використано метод вигину підкладки, який ґрунтується на вимірюванні механічної напруги, що виникає в нанесеній на підкладку (пластину) плівці та призводить до вигину підкладки.

Металеві покриття товщиною 20-25 мкм осаджували з водних розчинів електролітів наступних складів, в г/л: електроліт нікелювання: $NiSO_4 \cdot 7H_2O$ – 300, H_3BO_3 – 30, $Na_2SO_4 \cdot 10H_2O$ – 50, pH – 5; електроліт міднення: $CuSO_4 \cdot 5H_2O$ – 250; H_2SO_4 – 75, pH = 0-1. У якості вуглецевого наноматеріалу використовували наночастинки ультрадисперсного алмазу (УДА), концентрація яких у водному розчині електроліту становила 2 г/л. Осадження проводили при температурі 293…298 К прямокутними імпульсами струму з частотою (f) 50 Гц, шпаруватістю

імпульсів (Q) 50, тривалістю імпульсів 0,4 мс і середньою густиною струму 100 А/м^2 для нікелирования та 200 А/м^2 для міднення. Порівняння проводили з композиційними покриттями, отриманими за допомогою постійного струму. Для дослідження тонкої структури плівок використали рентгенівське обладнання – дифрактометр ДРОН-2.0 із застосуванням сцентиляційної реєстрації рентгенівських променів. Зйомка на фазовий склад плівок здійснювалася в монохроматизованих Cu і Co Kα-випромінюваннях.

Таблиця 1 – Значення модуля Юнга нікелю, міді та КЕП на їх основі

Метал		a, нм	ρ, см$^{-2}$	W_{total}, 10^{-19} Дж	[hkl]	V_{hkl}, 10^{-30} м^3	ΔV_{hkl}, 10^{-30} м^3	W_{hkl}, 10^{-19} Дж	ΔW_{hkl}, 10^{-19} Дж	E_{hkl}, ГПа	E_{exp}Г Па
Ni	Моно-кристал	0,352	---	21117	[100]	43,810	0,0438	21117	0,081	185	---
					[110]	43,807	0,0439	21116	0,093	211	
	Постій-ний струм	0,352	$1{,}3\times10^{14}$	21115	[100]	43,660	0,0436	21115	0,072	166	172
					[110]	43,658	0,0440	21115	0,083	189	
Ni+ УДА	Постій-ний струм	0,352	$7{,}9\times10^{14}$	21115	[100]	43,660	0,0436	21115	0,073	168	180
					[110]	43,658	0,0440	21115	0,083	190	
Ni+ УДА	Імпульс-ний струм: f=50Гц, Q=50	0,351	$8{,}5\times10^{14}$	21116	[100]	43,400	0,0430	21116	0,078	181	194
					[110]	43,309	0,0443	21116	0,091	206	
Cu	Моно-кристал	0,362	---	22967	[100]	47,290	0,0472	22967	0,045	95	---
					[110]	47,289	0,0474	22967	0,057	121	
	Постій-ний струм	0,361	$0{,}8\times10^{10}$	22967	[100]	47,210	0,0471	22967	0,038	80	82
					[110]	47,210	0,0467	22967	0,049	105	
Cu+У ДА	Постій-ний струм	0,361	$3{,}5\times10^{10}$	22967	[100]	47,210	0,0471	22967	0,039	84	86
					[110]	47,210	0,0467	22967	0,051	110	
Cu+У ДА	Імпульс-ний струм: f=50Гц, Q=50	0,361	$7{,}0\times10^{10}$	22966	[100]	47,110	0,0471	22966	0,043	92	107
					[110]	47,113	0,0472	22966	0,057	120	

У табл. 1 наведено значення модуля Юнга для міді та нікелю з ГЦК гратками, розраховані за формулою (1) для монокристалів та реальних кристалів (E_{hkl}), та проведено порівняння з експериментальними даними (E_{exp}).

З табл. 1 видно, що результати розрахунку модуля Юнга з використанням квантово-механічного підходу добре узгоджуються з експериментальними значеннями. З іншого боку, простежується залежність впливу дефектності структури на значення модуля Юнга. Зростанням густини дислокацій (ρ) призводить спочатку до зменшення, а потім до збільшення модуля Юнга, що добре корелює з гіпотетичною діаграмою Одинга.

Треньов М. С. Пономаренко О. І.
(НТУ «Харківський політехнічний інститут», м. Харків)

ФОРМУВАННЯ НОВИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ АЛЮМІНІЄВИХ ВИЛИВКІВ ЗА РАХУНОК НАНОСТРУКТУРНИХ ДОБАВОК

E-mail: djekgor4676@gmail.com

Сучасний етап розвитку промисловості характеризується стрімким зростанням вимог до експлуатаційних властивостей конструкційних матеріалів. Особливо це стосується тих галузей, де поєднання малої маси та високої міцності має вирішальне значення: авіаційної та космічної техніки, автомобілебудування, оборонної сфери та спорту. У цих секторах навіть незначне зменшення ваги деталей дає суттєву економію палива, підвищує енергоефективність і збільшує довговічність механізмів.

Проте легкі метали, насамперед алюміній та його сплави, незважаючи на беззаперечні переваги, мають низку вроджених недоліків. До них належать пористість, усадкові дефекти, схильність до залишкових напружень і деформацій під дією навантажень. Такі фактори можуть знижувати надійність і спричиняти передчасне руйнування конструкцій. Тому актуальною стає потреба у пошуку нових підходів, які дозволяють значно підвищити фізико-механічні характеристики металів, не збільшуючи їх масу.

Традиційні методи, що довели свою ефективність – термічна обробка, легування мікродисперсними елементами, модифікування за допомогою спеціальних добавок, використання нових формувальних сумішей – і далі широко застосовуються у виробництві. Однак їх можливості часто вичерпуються, коли йдеться про задоволення потреб високотехнологічних галузей. Саме тому на перший план виходить впровадження нанотехнологій, які відкривають нову епоху в матеріалознавстві.

Серед найперспективніших наноматеріалів для алюмінієвих сплавів вирізняються вуглецеві нанотрубки, фулерени та графен. Вони здатні відігравати роль армуючої фази, створюючи в матриці металічного матеріалу просторову сітку, яка перерозподіляє навантаження, підвищує міцність, жорсткість та зносостійкість виробів. На відміну від традиційного мікролегування, нанорозмірні частинки завдяки великій питомій поверхні та високій енергії взаємодії більш активно впливають на процеси кристалізації й формування мікроструктури.

Розробка технологій одержання таких нанокомпозитів є одним із ключових напрямів сучасної науки. Коли хоча б один із компонентів системи має нанорозмірну структуру, він істотно змінює поведінку усього матеріалу. Наночастинки, введені в алюмінієвий розплав, сприяють формуванню дрібнозернистої структури, пригнічують розвиток дендритів, підвищують щільність відливки та зменшують схильність до утворення мікротріщин. У результаті кінцевий виріб демонструє підвищений ресурс роботи й стабільність у складних умовах експлуатації.

Особлива увага приділяється саме алюмінієвим сплавам, які є базовими у транспортній, енергетичній та спортивній індустрії. Наприклад, в авіації зменшення маси деталей без зниження міцності дозволяє значно підвищити вантажопідйомність і знизити витрати пального. В автомобілебудуванні – це зменшення шкідливих викидів та покращення динаміки. У спорті ж легкі, але надміцні конструкції підвищують ефективність екіпірування й інвентарю.

Водночас перед науковцями стоїть серйозне технологічне завдання – забезпечення рівномірного розподілу наночастинок у розплаві. Нерівномірність

може призвести до локальних концентрацій, утворення кластерів і, як наслідок, до зниження властивостей. Тому ключовими аспектами залишаються:

– **попередня обробка наночастинок** (функціоналізація, поверхнева активація, диспергування);

– **методи їх стабілізації** у металічній матриці;

– **способи введення у розплав** (механічне перемішування, ультразвукова кавітація, газофазне дозування, застосування компактованих брикетів).

Практика доводить, що нанокомпозити на основі вуглецевих матеріалів формують міцну структурну сітку, яка забезпечує ефективне передавання навантажень на армуючі елементи. Це відкриває перспективу для створення деталей нового покоління, що поєднують високу надійність, малу вагу й стабільність у роботі.

Характерним прикладом є дослідження можливості використання наноматеріалів під час виготовлення відповідальних деталей, таких як алюмінієві поршні. Тут основним завданням є підвищення міцності й жаростійкості без зміни маси елемента, що особливо актуально для двигунобудування. Досягти цього можна лише за умови ретельної підготовки наночастинок і вибору оптимальної технології їх інтеграції в розплав.

У лабораторних умовах уже проводяться експерименти з попередньої обробки нанотрубок і фулеренів, їх диспергування та стабілізації у рідкому алюмінії. Перші результати підтверджують: технології на основі карбонових наноматеріалів здатні радикально змінити традиційні уявлення про лиття та створити основу для нової генерації композитних матеріалів.

Таким чином, застосування нанотехнологій у ливарному виробництві — це не лише черговий етап удосконалення існуючих методів, а стратегічний напрям, який визначатиме подальший розвиток матеріалознавства. Завдяки рівномірному розподілу нанодобавок у структурі металу можна створювати відливки з принципово новим набором властивостей: підвищеною жорсткістю, зносостійкістю, стійкістю до втомних руйнувань та тривалішим строком служби. Це дає можливість перейти до виробництва матеріалів, що відповідають найвищим

стандартам сучасних технологій та здатні витримувати екстремальні умови експлуатації.

Література

1. Треньов М.С. Підвищення механічних та фізичних властивостей алюмінієвих сплавів за допомогою використання нанодисперсних матеріалів. / М.С.Треньов, О.І. Пономаренко // Матеріали XXXI Міжнародної науково-практичної конференція «Інформаційні технології: наука, техніка, технологія, освіта, здоров'я (MicroCAD-2023)». – Харків. https://web.kpi.kharkov.ua/microcad - 2023.

2. Треньов М.С. Аналіз способів вводу наночасток в сплави на основі алюмінію / М.С. Треньов, О.І. Пономаренко, С.А. Князєв // Науково-технічний журнал «Метал та лиття України». – 2025. – Т. 33, №1. – С. 25–34. – DOI: https://doi.org/10.15407/steelcast2025.01.025.

Турчанін М. А., Агравал П. Г., Водоп'янова Г. О., Корсун В. А.
(Донбаська державна машинобудівна академія, м. Краматорськ)

ДІАГРАМА СТАНУ СИСТЕМИ ТИТАН–ЦИРКОНІЙ–ГАФНІЙ ЗА РЕЗУЛЬТАТАМИ МОДЕЛЮВАННЯ В РАМКАХ CALPHAD-МЕТОДУ

E-mail: pagraval68@gmail.com

Система Ti–Zr–Hf є базовою для розробки жароміцних ливарних сплавів, тугоплавких високоентропійні сплавів і високоентропійних карбідних фаз, а також багатокомпонентних об'ємних аморфних сплавів, вироби з яких можуть бути одержані ливарними методами. Разом з тим, високі температури плавлення і хімічна активність компонентів утруднюють дослідження фазових рівноваг в цій системі, а її діаграма стану на теперішній час залишається невивченою. Тому окремі ділянки діаграми стану стали об'єктами термодинамічного моделювання в роботах [1, 2]. В даній роботі діаграма стану системи Ti–Zr–Hf у вигляді поверхні ліквідуса і набору ізотермічних і політермічних перерізів розрахована в рамках CALPHAD-методу виходячи з термодинамічних описів граничних

двокомпонентних систем Ti–Zr [3], Ti–Hf [4] і Zr–Hf [5]. Саме використаний набір термодинамічних параметрів, які містяться в цих описах і відповідають найбільш повній інформації про термодинамічні властивості фаз та фазові рівноваги в двокомпонентних системах, визначає різницю одержаних в дані роботі результатів розрахунків від [1, 2].

В конденсованому стані діаграми стану системи Ti–Zr–Hf утворена рідкою фазою L, (β)-фазою – твердим розчином з ОЦК-ґраткою, який відповідає високотемпературній модифікації металів, і (α)-фазою – твердим розчином з ГПУ-ґраткою, який відповідає низькотемпературній модифікації металів. Кожна з фаз в певних температурних інтервалах утворює безперервні розчини.

Розрахунки в рамках CALPHAD-методу потребують на параметризацію енергії Гіббса для кожної з фаз, які утворюють систему. Набір параметрів моделей термодинамічних властивостей фаз системи Ti–Zr–Hf базується на даних про граничні двокомпонентні системи. Температурно-концентраційна залежність енергії Гіббса розчину ϕ була описана виразом

$$G^{\phi}(x_{\mathrm{Ti}},x_{\mathrm{Zr}},x_{\mathrm{Hf}},T)=\sum_{\mathrm{i=Ti,Zr,Hf}} x_{\mathrm{i}}\,({}^{\circ}G_{\mathrm{i}}^{\phi}(T)-H_{\mathrm{i}}^{\mathrm{SER}})+\mathrm{R}T\sum_{\mathrm{i=Ti,Zr,Hf}} x_{\mathrm{i}}\,\ln(x_{\mathrm{i}})+$$

$$+\Delta_{\mathrm{m}}G^{\mathrm{ex},\phi}(x_{\mathrm{Ti}},x_{\mathrm{Zr}},x_{\mathrm{Hf}},T),$$

де перший доданок є адитивною складовою енергії Гіббса компонентів розчину у відповідному фазовому стані [6], другий доданок є внеском ідеальної складової в енергію Гіббса змішування розчину, а третій – відповідає внеску надлишкової складової в енергію Гіббса змішування. Цей внесок був описаний виразом:

$$\Delta_{\mathrm{m}}G^{\mathrm{ex},\phi}(x_{\mathrm{Ti}},x_{\mathrm{Zr}},x_{\mathrm{Hf}},T)=\sum_{\mathrm{i}}\sum_{\mathrm{j>i}} x_{\mathrm{i}}x_{\mathrm{j}}L_{\mathrm{i-j}}^{\phi},$$

де $L_{\mathrm{i-j}}^{\phi}$ – параметри моделей надлишкової енергії Гіббса змішування фази ϕ для двокомпонентної системи i–j. В табл. 1 представлені параметри моделей, які описують $\Delta_{\mathrm{m}}G^{\mathrm{ex}}$ рідкої, (α) та (β) фаз відповідно до [3–5] і були використані для

проведення всіх подальших розрахунків. Розрахунки проводились з використанням програмного забезпечення Thermo-Calc [7].

Таблиця 1 – Параметри моделей надлишкової енергії Гіббса змішування $\Delta_m G^{ex,\phi}$ (Дж/моль) фаз системи Ti–Zr–Hf

Система	L^{L}_{i-j}	$L^{(\alpha)}_{i-j}$	$L^{(\beta)}_{i-j}$	Посилання
Ti–Zr	$-21700 + 14{,}7\cdot T$	$3459{,}9 + 3{,}319\cdot T$	$-9320{,}9 + 11{,}85\cdot T$	[3]
Ti–Hf	$-4993{,}5 - 7{,}103\cdot T$	$13644 - 10{,}638\cdot T$	$3003{,}24 - 7{,}411\cdot T$	[4]
Zr–Hf	$8749{,}64 - 4{,}913\cdot T$	0	–838,621	[5]

Поверхня ліквідуса системи Ti–Zr–Hf показана на рис. 1. Вона повністю утворена поверхнею первинної кристалізації (βTi,Zr,Hf)-фази, яка знижується від температури плавлення чистого гафнію (2506 К) в бік системи Ti–Zr, де досягає мінімальної температури існування рідкої фази 1810 К, яка відповідає точці мінімуму c_2, рис. 1, пов'язаній з конгруентним перетворенням L(Ti,Zr) → (βTi,Zr). Наявність точок мінімуму c_2 в системі Ti–Zr і c_1 в системі Ti–Hf призводить до виникнення на поверхні ліквідуса певних топологічних особливостей в титановому куті концентраційного трикутника. Розрахунки показують, що зазначені двокомпонентні нонваріантні перетворення не проникають в трикомпонентну область з утворенням моноваріантної лінії L(Ti,Zr,Hf) → (βTi,Zr,Hf) на поверхні ліквідуса, як це могло би очікуватися. Разом з тим, їхня наявність в двокомпонентних системах призводить до формування на поверхні ліквідуса локального пониження, яке проходить між точками c_1 і c_2, і проєкція відповідних складів якого показана на поверхні ліквідуса штриховою лінією c_1–c_2.

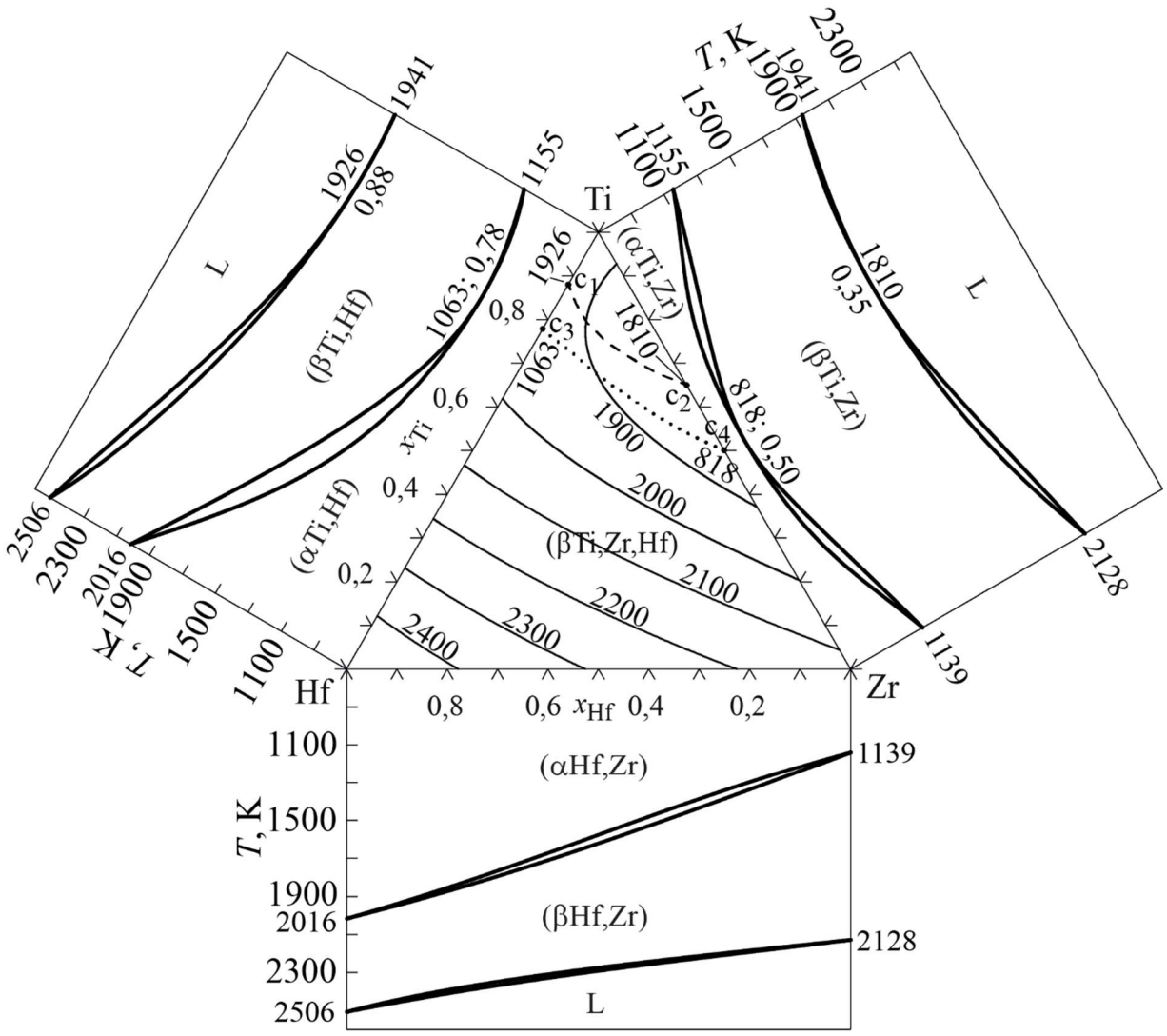


Рис. 1. Проєкція поверхні ліквідуса системи Ti–Zr–Hf і діаграми стану граничних двокомпонентних систем

Особливості фазових рівноваг в даній концентраційній області ілюструють політермічні перерізи системи, представлені на рис. 2, з яких видно, що на поверхнях ліквідуса і солідуса в обговорюваній концентраційній області наявні локальні мінімуми, а температурний інтервал кристалізації для сплавів відповідних складів не перевищує 10 К. Такі особливості фазових рівноваг мають враховуватись при моделюванні шляхів кристалізації і прогнозуванні мікроструктури металу виливків з β-сплавів на основі титану, що містять цирконій і гафній. Також з рис. 2 видно, що на солвусі (βTi, Zr, Hf)-фази спостерігається аналогічне локальне пониження, пов’язане з наявністю нонваріантних мінімумів c_3

і c_4 в системах Ti–Hf і Ti–Zr. Проєкція складів, які відповідають максимальному пониженню температури, на концентраційний трикутник показана на рис. 1 пунктирною лінією c_3–c_4.

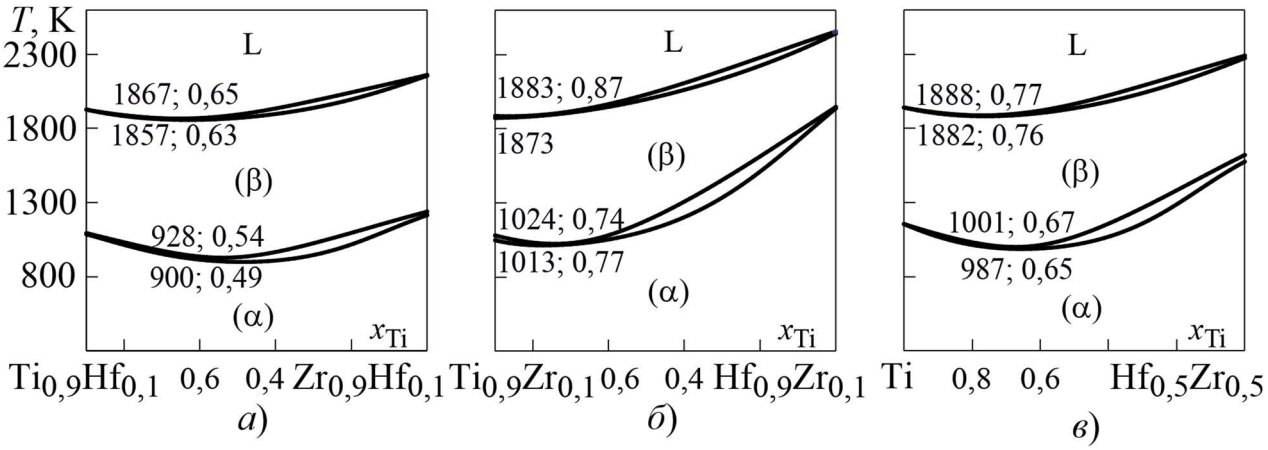


Рис. 2. Політермічні перерізи системи Ti–Zr–Hf при $x_{Hf} = 0{,}1$ (а), $x_{Zr} = 0{,}1$ (б), $x_{Hf}/x_{Zr} = 1$ (в)

В інтервалі 2016…2506 К в системі Ti–Zr–Hf в рівновазі перебувають тільки (L) і (β) фази, рис. 3, а, а в інтервалі 1810…2016 К існують (L), (β) і (α) фази, рис. 3, б-г, що, однак, не призводить до утворення трифазних областей. Концентраційна область існування (β)-фази розширюється при зниженні температури від 2506 К і, наприклад при 1900 К, рис. 3, г, охоплює більшу частину концентраційного трикутника.

Нижче 1810 К в рівновазі перебувають тільки (β) і (α) тверді розчини, рис. 3, д-є. Найнижча температура існування (β)-фази є пов’язаною з системою Ti–Zr і становить 818 К при еквіатомному складі (точка c_4). При більш низьких температурах рівноважна (α)-фаза охоплює весь концентраційний трикутник. Термодинамічний розрахунок вказує на те, що при зниженні температури нижче 400 К (α)-фаза зазнає бінодальний розпад, в результаті якого утворюються дві ГЩУ-фази, одна з яких збагачена на титан, а інша – на цирконій і гафній.

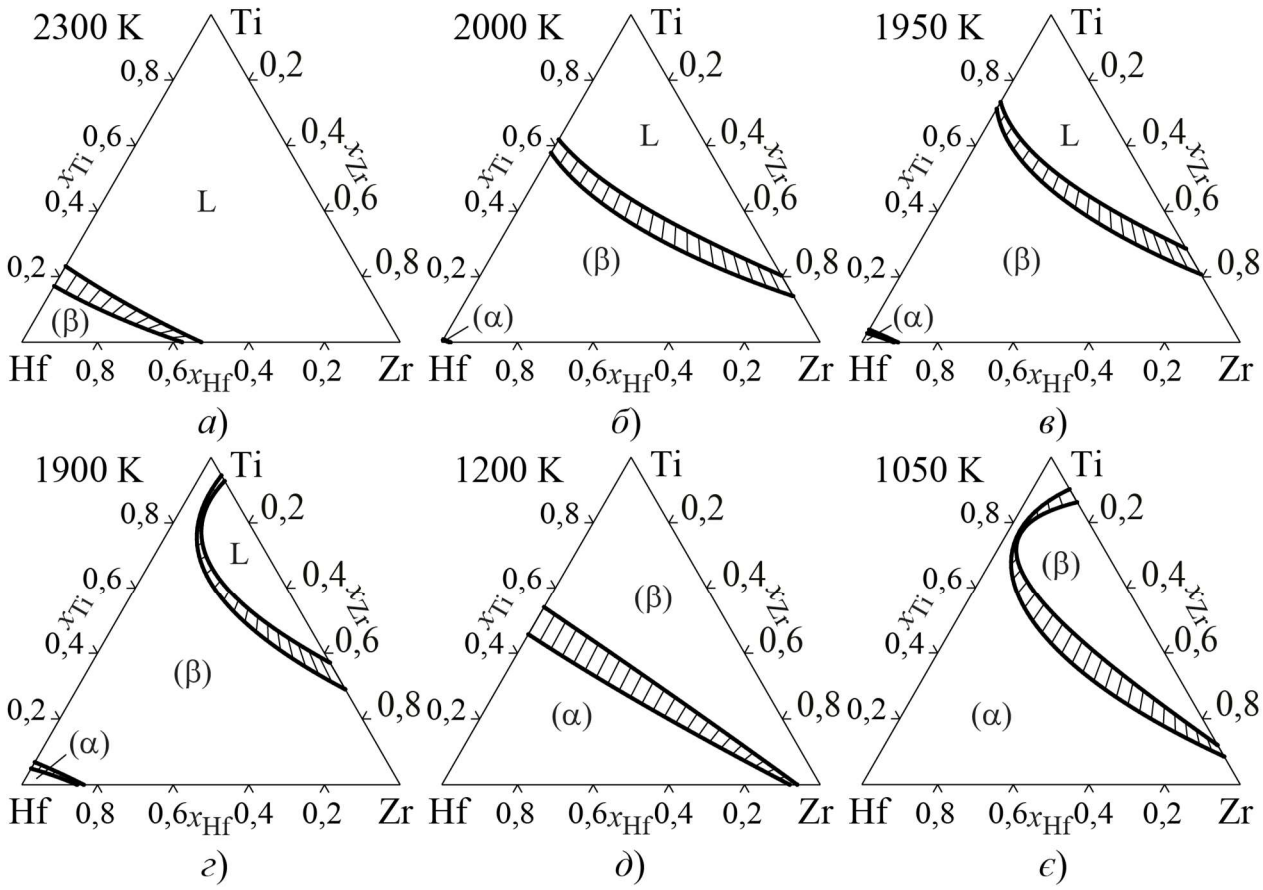


Рис. 3. Ізотермічні перерізи системи Ti–Zr–Hf при 2300 К (а), 2000 К (б), 1950 К (в), 1900 К (г), 1200 К (д) і 1050 К (є)

Таким чином, розрахована діаграма стану системи Ti–Zr–Hf вказує на утворення безперервних рідкого і твердих трикомпонентних розчинів, що узгоджується з експериментальними результатами, відомими для граничних двокомпонентних систем. Фазові рівноваги в системі визначаються наявністю двофазних областей L + (β) і (β) + (α). На поверхні ліквідуса і солвуса (β)-фази наявні локальні пониження температури, пов’язані з точками мінімуму на відповідних лініях діаграм стану граничних двокомпонентних систем. Температурний інтервал кристалізації в зоні пониження температури не перевищує 10 К. Така особливість діаграми стану системи, встановлена за результатами термодинамічних розрахунків, може суттєво впливати на характер кристалізації і структуру металу в виливках з β-сплавів на основі титану, тому вона потребує на експериментальну перевірку.

Література

1. Lin, L. Calculation of isothermal sections of three ternary Ti–Zr–X systems / L. Lin, L. Delaey, O. Van der Biest, e.a. // Scr. Mater. – 1996. – Vol. 34, No. 9. – P. 1411–1416.

2. Cacciamani, G. Equilibrium between MB_2 (M = Ti, Zr, Hf) UHTC and Ni: a thermodynamic database for the B–Hf–Ni–Ti–Zr system / G. Cacciamani, P. Riani, & F. Valenza //CALPHAD. – 2011. – Vol. 35, No. 4. – P. 601–619.

3. Turchanin, M. A. Thermodynamic Assessment of the Cu–Ti–Zr System. II. Cu–Zr and Ti–Zr Systems / M. Turchanin, P. Agraval, A. Abdulov // Powder Metall. Met. Ceram. – 2008. – Vol. 47, No.7-8. – P. 428–446.

4. Bittermann, H. Critical assessment and thermodynamic calculation of the ternary system boron–hafnium–titanium (B–Hf–Ti) / H. Bittermann, P. Rogl // J. Phase Equilib. – 1997. – Vol. 18, No.1. – P. 24–47.

5. Bittermann, H. Critical assessment and thermodynamic calculation of the ternary system C–Hf–Zr (Carbon–Zirconium–Hafnium) / H. Bittermann, P. Rogl // J. Phase Equilib. – 2002. – Vol. 23, No. 3. – P. 218–235.

6. Dinsdale, A. T. SGTE data for pure elements / A. T. Dinsdale // CALPHAD. – 1991. – Vol. 15, No. 4. – P. 317–425.

7. Andersson, J.-O. Thermo-Calc & DICTRA, computational tools for materials science / J.-O. Andersson, T. Helander, L. Höglund, e.a. // CALPHAD. – 2002. – Vol. 26, No. 2. – P. 273–312.

Тьомкін Д. О.[1], Наумик В. В.[2]
([1] Запорізький машинобудівний завод ім. В. І. Омельченко;
[2]Національний університет «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя)

УДОСКОНАЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЧНОГО ПРОЦЕСУ ВИГОТОВЛЕННЯ ЛИВАРНИХ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ ДЛЯ ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ РОБОЧИХ ЛОПАТОК ТУРБІНИ НИЗЬКОГО ТИСКУ

E-mail: vnaumyk@gmail.com

Вивчено вплив металургійних технологічних процесів та хімічних елементів на механічні властивості, довготривалу міцність і структуру ливарних жароміцних нікелевих сплавах (ЖНС).

Розглянуто залежності впливу суми Ti + Al на зміцнювальну ɣ'-фазу в ЖНС з різним типом зміцнення, а також вплив ітрію на евтектичні виділення фаз, що скупчуються на межі зерен. Встановлено, що введення в розплав ЖНС 0,136 % лігатури нікель-ітрій сприяє очищенню меж зерен від розміцнювальних фаз.

Проведено дослоідження з визначення комплексного впливу легування, модифікування та високотемпературного оброблення розплаву (ВТОР) на структуру і властивості ЖС3ДК-ВІ, який використовується для виготовлення робочих лопаток турбіни низького тиску (вільної турбіни, турбіни вентилятора) авіаційних двигунів і газотурбінних установок.

Встановлено особливості впливу вуглецю, легувальних добавок ніобію і гафнію, модифікувальної добавки ітрію та ВТОР на розподіл, форму карбідів і меж зерен, механічні властивості, тривалу міцність виливків, отриманих із жароміцного сплаву в процесі рівноосної кристалізації. Проведено розрахунки структурної стабільності, збалансуваності хімічного складу, а також впливу ніобію та гафнію на механічні властивості сплаву ЖС3ДК-ВІ.

Розглянуто вплив комплексної модернізації сплаву ЖС3ДК-ВІ за металургійними технологічними процесами (легування ніобієм і гафнієм, модифікування ітрієм та проведення ВТОР) на поліпшення структурного стану, міцності та пластичних властивостей жароміцного лиття. За результатами проведених досліджень можна зробити наступні висновки.

Введення в сплав легувальних добавок гафнію і ніобію змінюють хімічний склад матеріалу.

Гафній і ніобій входять у зміцнювальну ɣ'-фазу додатково зміцнюють її. Беруть участь у вдосконаленні морфології карбідів і підвищують термодинамічну стабільність сплаву.

Визначено допустимі межі легування гафнієм і ніобієм. Концентрація гафнію в сплаві має бути на рівні 0,15…0,25 мас. %. За вмісту гафнію менше 0,15 % у сплаві перебуватимуть пластинчасті карбіди. За вмісту гафнію понад 0,25 % у сплаві утворюватиметься нерівноважна евтектика з температурою плавлення в області 1190 °С.

При вмісті в сплаві ніобію з концентрацією понад 0,5 мас. % відбуватиметься підвищення температури повного розчинення ɣ'-фази і зниження температури розчинення евтектики ɣ-ɣ', що призводить до зниження технологічності сплаву для термічної обробки.

Модифікування сплаву ітрієм сприяє поліпшенню міжфазної поверхні між інтерметалідною γ′-фазою та твердорозчинною матрицею, стабілізації сприятливої морфології карбідних виділень, а також формуванню їхніх термодинамічно стійких високотемпературних модифікацій, удосконаленню меж зерен.

Встановлено, що оптимальним вмістом ітрію в сплаві ЖС3ДК-ВІ є 0,01 мас. %.

Одним із суттєвих результатів введення ітрію є збільшення в'язкості розплавленого металу та сповільнення зростання твердої фази, що проявляється за вмісту ітрію в діапазоні 0,007…0,015 мас. %.

При збільшенні вмісту ітрію понад 0,015 мас. % спостерігається зниження в'язкості до рівня, не модифікованого сплаву.

При подальшому збільшенні вмісту ітрію відбувається утворення евтектичних інтерміталідних фаз Ni-Y_2Ni_{17} з частковим окисленням. Весь ітрій буде зв'язуватися в інтерметаліди, і не впливатиме на формування інших фазових складових сплаву.

Застосування ВТОР з перегрівом розплаву вище першої і другої точки рівноважного стану дає змогу підвищити властивості міцності ЖНС, пластичність, ударну в'язкість, межу тривалої міцності, опір виникненню та розвитку тріщини, що загалом дає змогу збільшити тривалість експлуатації деталей. Підвищення характеристик матеріалу відбувається за рахунок отримання в структурі деталей високого ступеня фізичної та хімічної однорідності мікроструктури, малих розмірів дендритів і ширини меж зерен, і значного зменшення величини пір, що дає змогу зменшити розміри карбідів та карбонітридів, отримати в сплаві карбіди у вигляді дискретних дрібних частинок.

Виходячи з літературних даних і практичного досвіду, під час модифікування жароміцних сплавів тільки ітрієм відбувається підвищення межі міцності,

подовження та ударної в'язкості, однак, отримання максимальних значень механічних властивостей є нестабільним.

На підставі проведених досліджень було створено технологію модернізації сплаву ЖС3ДК-ВІ [Y+Nb+Hf+ВТОР].

Розроблено технологічну схему модернізації сплаву із застосуванням комплексного впливу, що включає легування ніобієм (НбШ0 0,5 %), лігатурою гафній-нікель (ГФН-10 0,230…0,260 %), модифікування лігатурою нікель-ітрій (ІтН-1 0,158…0,184 %), а також проведенням ВТОР (перегрівання розплаву до 1830…1870 °С, витримка 10…12 хвилин). Запропоноване рішення забезпечує високі значення ударної в'язкості та жароміцності.

Під час вивчення впливу модернізації сплаву ЖС3ДК-ВІ на механічні властивості та тривалу міцність, порівняно з вихідною плавкою, було виявлено збільшення відносного подовження приблизно в 1,2 рази, межі тимчасової міцності приблизно в 1,1 рази.

Збільшення ударної в'язкості в даному випадку забезпечується виділенням і рівномірним розподілом дискретних і глобулярних карбідів і карбонітридів, що зумовлено обробкою розплаву ітрієм, а додаткове введення гафнію та проведення ВТОР дало змогу збільшити ударну в’язкість в 2 рази.

За результатами випробувань на тривалу міцність відбулося збільшення часу до руйнування при температурі 850 °С та навантаженні 350 МПа приблизно в 4 рази для варіанту технології [Y+Nb+Hf+ВТОР], що, імовірно, пов'язано з додаванням гафнію і ніобію, а також поліпшеним станом меж зерен.

Встановлено закономірності зростання часу до руйнування. При переході від зразків із грубими межами зерен до зразків із тонкими межами приріст часу руйнування до при високій температурі становить $\Delta\tau$ = 58,7 год.

Також встановлено приріст часу до руйнування $\Delta\tau'$ = 103,6 години при переході від серійної технології модифікування сплаву ЖС3ДК-ВІ ітрієм до додаткового введення ніобію та гафнію за варіантом технології [Y+Nb+Hf+ВТОР].

Проведені теоретичні розрахунки для реакції карбідоутворення дають змогу припустити, що при вмісті 0,015 мас. % ітрію і 0,25 мас. % гафнію для повноцінного

утворення сферичних карбідів потрібно щонайменше 0,02 мас. % вуглецю. Разом з тим, для реакції 0,5 мас. % ніобію необхідно 0,06 мас.% вуглецю, і для реакції 0,239 мас. % титану необхідно 0,06 мас. % вуглецю.

В умовах технології [Y + Nb + Hf + ВТОР] з концентрацією вуглецю близько 0,06 мас. % і нижче, спостерігається його дефіцит, що викликає перерозподіл легувальних елементів на користь зміцнення структури сплаву.

Сформульовано основні рекомендації щодо проведення модернізації сплаву у виробництві.

Складено додаткові технічні вимоги з вузьким інтервалом легування сплаву ЖС3ДК-ВІ. Інтервал легування перевірено розрахунковими методами, що засвідчило збалансованість системи легування сплаву та його відповідність умовам структурної стабільності.

У процесі проведення дослідних плавок проводити попередній відбір проб хімічного складу сплаву з оцінкою необхідності коригування хімічного складу на відповідність додатковим технічним умовам.

Технологія модернізації сплаву ЖС3ДК-ВІ [Y+Nb+Hf+ВТОР] дає змогу підвищити рівень механічних властивостей деталей, що працюють в умовах високих механічних навантажень і температур.

За результатами промислових випробувань рекомендовано застосування дослідної технології нарівні із серійною технологією виготовлення лопаток турбіни, з використанням комплексно модернізованого сплаву ЖС3ДК-ВІ. Встановлено підвищення рівня ударної в'язкості з 21,7 до 48,3 Дж/см^2 та часу до руйнування при випробуваннях на тривалу міцність з 150 до 671 год.

Федоров М. М., Дьяченко Ю. Г.
(ДДМА, м. Краматорськ)

ВИЗНАЧЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ ВУГЛЕЦЕВМІСНИХ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ДОБАВОК ДЛЯ ПІЩАНО-БЕНТОНІТОВИХ ФОРМУВАЛЬНИХ СУМІШЕЙ

E-mail: nikolay.fyodorov@gmail.com, dyachenko.yurij.1978@gmail.com

В сучасних технологічних процесах формоутворення по-сирому на автоматичних лініях, наприклад, за сейатцу-процесом, у складі застосовуваних піщано-бентонітових сумішей в якості протипригарних добавок, в основному, використовують кам’яновугільні порошки. Зазначені вуглецевмісні матеріали характеризуються ефективною протипригарною дією, порівняно низькою вартістю, доступністю й універсальністю. Формувальні піщано-бентонітові суміші з вугільними добавками зазвичай використовуються для виготовлення чавунних виливків масою до декількох десятків кілограмів.

Найбільш важливими в технологічному сенсі є наступні властивості кам’яновугільних порошків: вихід летких речовин і блискучого вуглецю; кількість коксового залишку; температурний інтервал пластичного стану.

При заливанні металом форми, виготовленої із суміші з додаванням вугілля, відбувається процес піролізу вугілля і, починаючи з температури 250 °С, відбувається виділення летких речовин. Леткі складові вугілля значно впливають на формування якості поверхні виливків. З їхнім виділенням пов'язане зменшення температурних напружень у поверхневих шарах форми, що приводить до зменшення небезпеки утворення ужимин, а також утворення блискучого вуглецю. Між кількістю летких речовин і виходом блискучого вуглецю встановлена лінійна залежність: чим більше летких, тим більше виділяється блискучого вуглецю. У порожнині форми з газової фази, яка утворюється леткими речовинами, на стінках форми конденсується блискучий вуглець, який закупорює пори у стінках форми та забезпечує ефект їх незмочуваності рідким металом. Вихід летких речовин з кам’яного вугілля визначають через відношення маси летких речовин, які утворилися при нагріванні вугілля при температурі 850 ± 10 °С до маси твердого

вугілля, перерахованої на сухий беззольний стан. Вихід блискучого вуглецю визначають при спалюванні наважки кам’яновугільного порошку у спеціальній кварцовій реторті при температурі 900 ± 20 °С і осіданні блискучого вуглецю у спеціальній кварцовій колбі, яка заповнена кварцовою ватою і приєднана до реторти.

Кам'яні вугілля з виходом летких речовин у кількості 20...40 % мають кращу здатність спікатися й утворювати міцний кокс. Чим більша міцність коксу, тим краще його зчеплення з зернами кварцового піску, при цьому він також зменшує перетин пор у формувальній суміші, перешкоджаючи проникненню в них металу. Однак кокс при температурі 900 °С переходить у термостійку модифікацію, має велику поруватість, що сприяє поглинанню додаткової кількості води, а утворення міцних коксових і напівкоксових містків в об’ємі суміші погіршує її текучість і формувальність. Тому вважається, що вугілля повинне забезпечувати максимальний вихід летких речовин і мінімальну кількість залишкового коксу. Кількість коксового залишку зазвичай визначають термогравіметричним методом.

На якість виливків суттєво впливають пластичні властивості вугілля, тобто його розм'якшення у визначеному температурному інтервалі, коли вугілля спочатку переходить у пластичний стан, а потім коксується. Збільшення температурного інтервалу, при якому вугілля знаходиться в пластичному стані, що збігається з критичним інтервалом розширення кварцу і його температурних напружень приводить до запобігання утворення поверхневих дефектів – ужимин. Температурний інтервал пластичного стану вугілля тісно пов’язаний з утворенням бітуму. Температура розм'якшення значно знижується в напрямку від вугільних порошків, що не утворюють бітумів, до вугільних порошків, які утворюють велику кількість бітуму і смоли. Температура початку розм'якшення вугілля при вмісті летких 35 % найбільша – близько 350 °С і значно змінюється з підвищенням вмісту вуглецю. Кам'яні вугілля із вмістом вуглецю менш 82 і більш 90,5 % узагалі не розм'якшуються, не спікаються, а дають тільки пилоподібний залишок. Вугілля із вмістом близько 87 % вуглецю мають максимальні пластичні властивості.

Експериментально встановлено, що найбільш ефективними у якості протипригарних і протиужиминних добавок є кам'яновугільні порошки, які мають наступні характеристики: максимальний вихід блискучого вуглецю (8…12 %), вихід летких речовин на рівні 30…40 %; широкий температурний інтервал пластичного стану (350…550 °С), незначний вихід коксового залишку. Таким характеристикам можуть відповідати збагачені кам'яновугільні порошки марок: «газове», «довгополум'яно-газове», «жирне». З метою вибору оптимально ефективних різновидів кам'яновугільних порошків, необхідно здійснювати їх комплексне тестування для визначення вищезазначених властивостей.

Фесенко А. М.[1], Фесенко М. А.[2]
([1]ДДМА, м. Краматорськ; [2]ДУІКТ, Київ)

ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСІВ ОТРИМАННЯ ВИЛИВКІВ З ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ З КУЛЯСТИМ ГРАФІТОМ

E-mail: anatoly.fesenko@ukr.net; fesmak@ukr.net

Чавун і сьогодні залишається основним ливарним конструкційним матеріалом для широкої номенклатури виробів машинобудування. Враховуючи постійно зростаючі вимоги до експлуатаційних властивостей, надійності і довговічності агрегатів, машин, механізмів і обладнання при одночасному зниженні витрат на їх виготовлення і обслуговування останнім часом в світовому випуску виливків із чавунів постійно збільшується доля високоміцного чавуну з кулястим графітом (ВЧКГ), що обумовлено сприятливим поєднанням фізико-механічних, експлуатаційних і технологічних властивостей цього конструкційного матеріалу, а також економічними міркуваннями.

Основною особливістю виливків із високоміцного чавуну з кулястим графітом в порівнянні з іншими типами чавунів є наявність в їх структурі вкраплень вільного графіту кулястої геометричної форми в металевій матриці. Кулясті включення графіту в структурі ВЧКГ не є такими сильними концентраторами напружень і чинять меншу надрізувальну дію на металеву матрицю в порівнянні з

пластинчастим графітом в сірих чавунах, що сприятливо впливає на міцнісні характеристики і пластичність чавуну.

Таким чином ВЧКГ поєднує основні переваги сірого чавуну (низька температура плавлення, добра рідкоплинність і чудові ливарні властивості, чудова оброблюваність і хороша зносостійкість) з інженерними перевагами сталі (високою міцністю, в'язкістю, пластичністю, гарячою оброблюваністю і прогартовуваністю). Завдяки цьому ВЧКГ знаходять широке застосування в багатьох сферах техніки для виготовлення виливків відповідального призначення на заміну виробів з литої і кованої сталі, сірого і ковкого чавуну, інших сплавів.

Однією з необхідних і обов’язкових технологічних операцій в технологічному ланцюгу (циклу) виготовлення виливків із ВЧКГ є операція модифікувальної обробки базового розплаву. Отримання високоякісних виливків з ВЧКГ на практиці за реальних умов лиття без сфероїдизувальної або більш складної комплексної сфероїдизувально-графітизувальної модифікувальної обробки базового розплаву чавуну практично неможливе.

Технологія виготовлення якісних виливків з ВЧКГ з необхідними службовими характеристиками потребує врахування і дотримання багатьох факторів, які впливають на процес структуроутворення при затвердіванні чавунних виливків в ливарній формі і як результат на кінцеву структуру і властивості металу в виливках. Фізико-механічні і експлуатаційні властивості ВЧКГ в значній мірі визначаються структурою металічної матриці, основними факторами регулювання якої є: якість вихідного (базового) розплаву, параметри модифікування (включаючи тип, хімічний склад, кількість, зернистість, спосіб і послідовність введення присадок), хімічний склад металу, легування, швидкість охолодження виливків і їх термічна обробка.

На сьогоднішній день у промисловості для отримання виливків з ВЧКГ доступно багато типів модифікаторів і ціла низка способів модифікування розплавів. Серед розроблених і використовуваних на практиці способів модифікування розплавів чавунів одним із найбільш ефективних, технологічно гнучких, економічно вигідних і екологічно чистих для отримання якісних чавунних

виливків з заданими структурою і комплексом необхідних властивостей є один із процесів пізнього модифікування – так званий IN-MOLD процес.

При цьому способі модифікувальне оброблення розплаву здійснюється безпосередньо в момент заливки порожнини ливарної форми вихідним рідким чавуном, для чого в ливниковій системі на шляху руху розплаву до виливка передбачена порожнина (спеціальний резервуар) – проміжна проточна реакційна камера, в яку перед збиранням форми завантажують розрахункову кількість зернистого, дробленого, порошкоподібного, гранульованого або брикетованого модифікатора. Під час заливання ливарної форми при оптимальному поєднанні температури і швидкості потоку рідкого чавуну у ливниковій системі модифікатор в реакційній камері послідовно розчиняється (розплавляється) в потоці рідкого чавуну і, переміщуючись в об'єм виливка, засвоюється остаточно розплавом. При внутрішньоформовому модифікуванні суттєво зменшується окислення модифікувальних елементів, скорочується до мінімуму час між введенням модифікатора в рідкий чавун і початком кристалізації останнього, що дозволяє виключити демодифікування розплаву, забезпечити максимальний ефект утворення кристалічних зародків і високий ступінь графітизації, підвищити коефіцієнт засвоєння модифікувальних елементів і скоротити витрату модифікуючих добавок, збільшити продуктивність праці, а також створює умови для автоматизації процесів модифікування та заливання. Крім того, впровадження цього методу у виробництво не потребує встановлення в цеху або на ливарній дільниці кількох плавильних агрегатів, додаткового обладнання чи інших агрегатів та спеціальних пристроїв.

Незважаючи на значні переваги IN-MOLD процесу перед іншими методами модифікувальної обробки розплавів, технологія отримання виливків з високоміцних чавунів з заданою структурою і комплексом бажаних експлуатаційних властивостей є досить чутливою до багатьох змінних факторів лиття і модифікувальної обробки, що потребує встановлення (визначення) і чіткого дотримання оптимальних значень основних і допоміжних факторів і параметрів технологічного процесу в кожному конкретному випадку при реальних умовах

отримання конкретного виливка. А це, в свою чергу, потребує проведення всебічних комплексних досліджень і аналізу впливу основних і допоміжних факторів технологічного процесу лиття і внутрішньоформової обробки розплаву в порожнині ливарної форми на литу структуру і властивості чавуну в виливках.

Метою даної роботи було дослідження впливу основних факторів технологічного процесу отримання виливків з високоміцного чавуну з кулястим графітом (лиття і модифікувальної обробки розплаву) на макро- і мікроструктуру і показники твердості металу в литому стані.

З метою встановлення закономірностей впливу хімічного складу і, в першу чергу, значення вуглецевого еквіваленту базового розплаву чавуну на контрольовані параметри дослідження проводили з використанням базових розплавів чавунів доевтектичного складу з низьким вмістом вуглецю (С = 2,6…2,8 %) і кремнію (с низьким вуглецевим еквівалентом), схильних до кристалізації з вибіленням, та чавунів евтектичного або близького до евтектичного складу (С = 3,3…3,4 %), які характеризуються схильністю до кристалізації з виділенням структурно вільного графіту.

Базові розплави чавунів виплавлялись в тигельній індукційній печі з кислою футерівкою типу ІЧТ-006 на шихтових матеріалах, які включали ливарний чавун Л2 та Л4 (ДСТУ3132-95), переробний чавун марки ПЛ2 (ДСТУ 3133-95), зворотні відходи власного виробництва і сталевий скрап (лом, брухт) сталі 3.

В якості сфероїдизувальних модифікувальних добавок, які розміщувались в порожнині проточних реакційних камер ливникової системи ливарної форми використовували широко розповсюджені для виготовлення виливків з ВЧКГ дроблені Fe-Si-Mg лігатури VL63M, ФСМг7, ФСМг5, ФСМг9, в окремих експериментах – Се-вміщуючі лігатури ФЦМ-5, Це48Ла28Мг3 різної зернової фракції в кількості 0,5; 1,0; 1,5; 2,0 % від маси рідкого металу, який проходить через ливникову систему (від маси виливка).

Для оптимізації гранулометричного складу кускові модифікатори дробили, після чого проводили розсівання на комплекті сит на зерна (фракції) розмірами

менше 0,63 мм (включаючи пилоподібну фракцію); 0,63…1,6; 1,6…2,5; 2,5…5,0; 5,0…10,0; 10,0...20,0 і 20,0...30,0 мм.

В якості експериментальних виливків, які забезпечували можливість в тому числі досліджувати вплив швидкості затвердіння і охолодження (товщини стінки виливка) на вихідні параметри, використовували триступеневі проби (плити) з товщиною стінки ступенів 8, 32, 64 мм, масою 5 кг кожна та клинові проби розміром 100х100 мм і товщиною у основи – 20 мм.

При порівняльних експериментах з метою максимального зменшення впливу на вихідні параметри інших (додаткових) факторів процесу лиття, крім досліджуваного, в одній ливарній формі розміщували одночасно чотири або шість експериментальних виливків з забезпеченням підведення базового розплаву в форму за допомогою загальних стояка і шлаковловлювача і окремих реакційних камер та живильників на кожний виливок (рис. 1, 2).



а б в

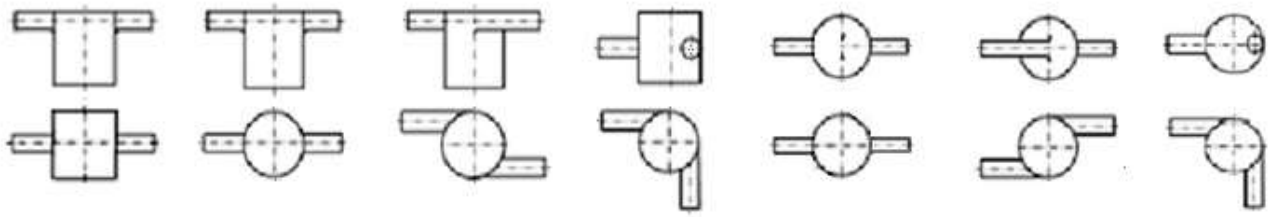
Рис. 1. Вид зверху на нижню півформу (а) і загальний вигляд блоків із чотирьох (б) і шести (в) отриманих експериментальних виливків «Трьохступенева плита» із ливниково-живильною системою



а б

Рис. 2. Вид зверху на нижню півформу (а) і блок отриманих експериментальних виливків «Клинова проба» (б) із ливниково-живильною системою

Для виявлення впливу конструкції реакційної камери в складі ливникових систем в експериментах використовувались проточні реакційні камери верхнього і нижнього розташування: кубічної (рис. 3, а), циліндричної (рис. 3, б, в, г) і сферичної (рис. 3, д, е, є) геометричної форми з прямим (рис. 3, а, б, д), відцентровим (рис. 3, в, е) і по дотичній (рис. 3, г, є) підведенням до них розплаву.



а б в г д е є

Рис. 3. Типи досліджуваних реакційних камер

Для отримання експериментальних виливків разову ливарну форму, виготовлену з піщано-глинястої суміші, заливали з ручного конічного ковша вихідним базовим розплавом чавуну при температурі 1350, 1400, 1450 і 1500 °С, для заміру (контролю) якої в печі і в ковші використовувались вольфрам-ренієві термопари ВР5/20 з діаметром електродів 0,35 мм, захищені кварцовими наконечниками (трубками) з реєстрацією показів на електронному самописному потенціометрі КСП (точність вимірювання температури ±10 °С). Запис кривих охолодження виливків проводили за допомогою таких же термопар з записом на двокоординатному самописці моделі Н307.

Після повного затвердівання металу і охолодження виливків в ливарній формі до температури оточуючого середовища разова ливарна форма руйнувалась і виливки вибивались. Після очищення отриманих виливків від формувальної суміші вони розбивались в заданих місцях стінок, після вивчення зламів із перерізів різної товщини виливків вирізали зразки для подальших досліджень.

Вихідними параметрами оптимізації процесу служили хімічний склад чавуну, приріст вмісту і відповідний розрахований коефіцієнт засвоєння базових хімічних елементів модифікатора металом виливка, а також характер і колір зламу,

характер макроструктури, мікроструктура і твердість чавуну в контрольованих перерізах експериментальних виливків.

Для визначення вмісту елементів у вихідному і модифікованому чавуні використовували хімічний і спектральний аналізи. Вміст вуглецю і сірки в чавуні (в металі зразків) визначали методом вакуум-плавлення на аналізаторах АН7529, АС7932 та CS-230, вміст інших елементів – за допомогою оптико-емісійних спектрометрів фірми «BrukerMaterials» марки Q4 TASMAN та «Specrtolab LAVFCO1F». Вуглецевий еквівалент чавуну визначали методом термографічного експрес-контролю з уточненням шляхом розрахунку після визначення хімічного складу чавуну.

Характер і колір зламу досліджувались і оцінювались візуально на поверхні зламів зразків експериментальних виливків, які виконувались шляхом розбивання по середині кожної ступені трьохступеневої проби і по середині клинової проби. Макроструктура вивчалась на макрошліфах після дослідження зламів візуальним шляхом.

Металографічні дослідження проводили на оптичних мікроскопах марки МІМ-8М та Neophot фірми Carl Zeiss Jena (Німеччина). Оцінку вкраплень графіту здійснювали на нетравлених шліфах, металевої матриці – на травлених шліфах. Для травлення зразків використовували 4 % спиртовий розчин HNO_3. Час травлення зразків – 5…20 с. Цифровий запис і аналіз знімка мікроструктури при металографічних дослідженнях здійснювали на ПЕОМ з використанням пакета програм для оброблення графічної інформації.

Твердість чавуну в різних перерізах експериментальних виливків по Брінеллю вимірювали в відповідності ДСТУ EN ISO 6506-1:2007 «Металеві матеріали. Випробування на твердість по Брінеллю» на твердомірі моделі ТШ-2М при навантаженні приладу 30000 Н, діаметрі інтендора D = 10 мм; витримка під навантаженням тривала 10 с.

Приготування шліфів для металографічного аналізу чавуну проводилася шляхом обробки на абразивному камені, грубого шліфування, тонкого шліфування

та полірування. Обробка на абразивному камені проводилася для вирівнювання поверхні зразків. Грубе шліфування виконувалося послідовно на трьох шліфувальних шкурках: № 100-150, 150-200 і 280-320; тонке шліфування – на дрібнозернистих шкурках: № 40, 28 і 20. Полірування здійснюють на полірувальному верстаті, диск якого обтягнутий сукном, при частоті обертання 400-600 об/хв.

Статистичну обробку даних і побудову рівнянь регресії проводили з використанням ППП Microsoft Excel.

У результаті проведених експериментальних досліджень встановлені основні закономірності впливу режимів лиття, типів, зернистості (гранулометричного складу) і кількості модифікувальних добавок, а також конструктивних особливостей ливниково-живильних систем і температурно-часових режимів лиття і охолодження на структуру і властивості чавунних виливків, виготовлених з розплавів з різним вуглецевим еквівалентом. Експериментально підтверджені на типових виливках отримані нами раніше результати фізичного і комп'ютерного моделювання про ефективність протокових реакційних камер ливникової системи нижнього розташування в порівнянні з верхніми ливниковими системами (ливниковими системами верхнього розташування).

При внутрішньоформовій сфероїдизувальній обробці стабільні результати з отримання виливків з ВЧКГ з кулястими вкрапленнями графіту правильної форми в перліто-феритній металевій матриці з різним співвідношенням фериту і перліту були отримані як при використанні в якості базового доевтектичного, так і евтектичного чавуну при використанні в якості феросилікомагнієвих сплавів ФСМг7 и VL63(M).

Оптимальні розміри часток цих модифікувальних добавок $5{,}0 \pm 2{,}5$ мм (рис. 4, а), оптимальна кількість модифікатора в реакційній камері для гарантованого отримання кулястого графіту – 1,5...2,0 %. Підвищений вміст залишкового Mg в чавуні призводить як до збільшення витрати порівняно дороговартісних модифікаторрів, так і до підвищення твердості чавуну в виливках (рис. 4, б).

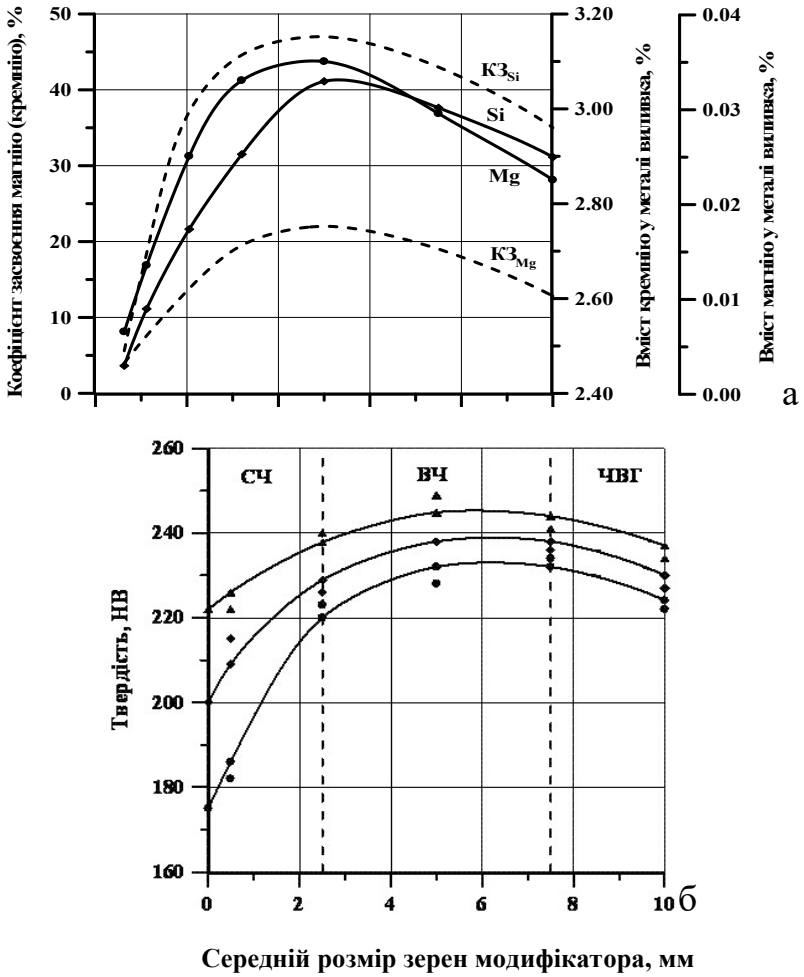
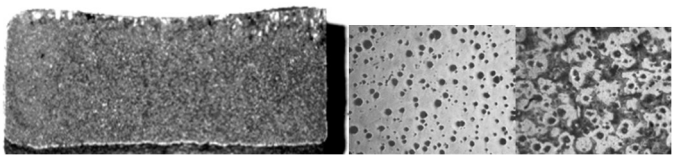


Рис. 4. Вплив розміру зерен модифікатора ФСМг7 на параметри оптимізації об'єкта дослідження

Для прикладу на рис. 5 і 6 наведені фото зламів, макро- і мікроструктури чавуну в виливках триступеневої (рис. 5) і клинової проби (рис. 6).



а б в

Рис. 5. Злам (а) і мікроструктура чавуну нетравлених (б) і травлених (в) зразків, вирізанних із ступені перерізом 32 мм експериментального трьохступеневого виливка, виготовленого з доевтектичного чавуну, модифікованого лігатурою ФСМг7

Як показали проведені експериментальні дослідження, після сфероїдизувального модифікування чавуну в ливарній формі в структурі досліджуваних зразків, вирізаних з різних перетинів виливків (8, 32 і 64 мм) спостерігається утворення вкраплень графіту правильної кулястої форми (бал ШГф5), рівномірно розподілених у площині шліфа з балом ШГрI.

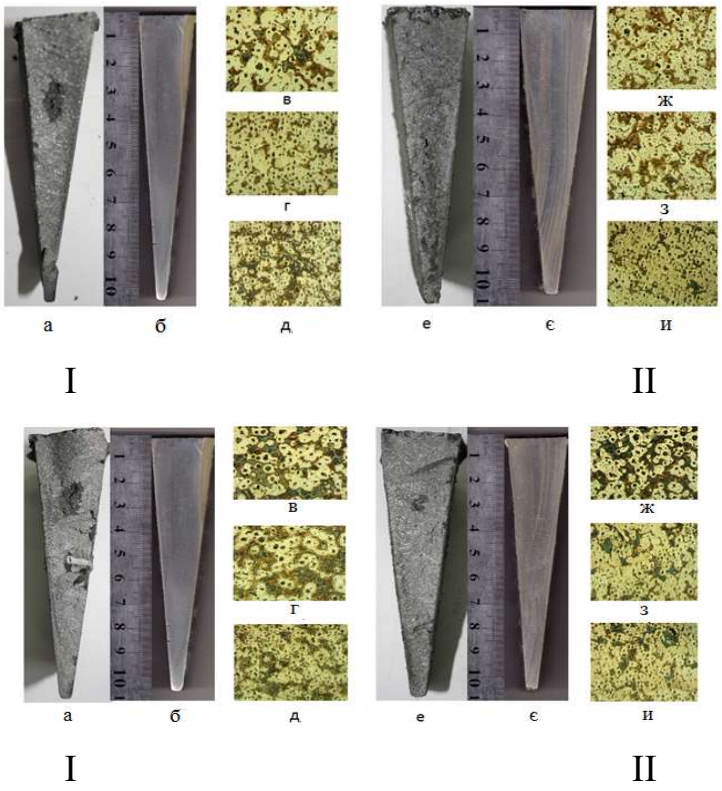


Рис. 6. Злам (а, е), макроструктура (б, є), мікроструктура у верхній (в, ж) середній (г, з) і нижній (д, и) по висоті частині виливка при використанні доевтектичного (I*)* і евтектичного (II) чавунів, модифікованих лігатурою ФСМг7 (верхній ряд) і (VL63 M) (нижній ряд)

З ростом перерізу виливка спостерігається незначне збільшення розміру глобулярних вкраплень графіту від балу ШГд15 в перерізі виливка 8 мм до бала ШГд45 в перерізі 64 мм при одночасному збільшенні їх кількості від 6 % (бал ШГ6) в перерізі 8 мм до 10…12 % – відповідно в перерізах 32 і 64 мм. Мікроструктура зразків – ферито-перлітна зі збільшенням долі фериту з ростом товщини стінки виливка.

Результати досліджень пройшли випробування при виготовленні з ВЧШГ промислових виливків: «Подушка прокатного стану» масою 20 кг, «Поршень гідронасоса» – 5 кг, «Опорна плита» – 30 кг, «Прес-форма для склоформ» – 10 кг, 25 кг, «Бандаж» – 20 кг. Рекомендовані технологічні процеси дозволяють підвищити ефективність способів отримання чавунних виливків із заданим комплексом структури та властивостей. Впровадження перерахованих технологій не потребує переоснащення та зміни існуючих технологічних процесів у цехах підприємств і дозволить розширити номенклатуру лиття.

Фесенко А. М.[1], Фесенко М. А.[2]
([1]ДДМА м. Краматорськ; [2]ДУІКТ, Київ)

ДОСЛДІЖЕННЯ ПРОЦЕСІВ ВНУТРІШНЬОФОРМОВОГО МОДИФІКУВАННЯ РОЗПЛАВУ ПРИ ВИГОТОВЛЕННІ ЧАВУННИХ ВИЛИКІВ

E-mail: fesmak@ukr.net

Основним критерієм конкурентоспроможності ливарної продукції на світовому ринку на сьогоднішній день залишається висока її якість і низька собівартість. У свою чергу це висуває на перший план завдання зниження металоємності литих виробів за одночасного підвищення їх механічних та експлуатаційних властивостей.

Досягти таких умов можливо за рахунок застосування нових або поліпшення існуючих ливарних сплавів (матеріалів).

Одним із ефективних способів поліпшення структури та властивостей ливарних сплавів є модифікувальне оброблення рідкого металу (розплаву).

Частіше за все процеси модифікування знаходять використання при виготовленні литих деталей із чавуну як найбільш поширеного ливарного сплаву для широкої номенклатури виливків.

Незважаючи на значну кількість запропонованих і використовуваних на практиці способів модифікування, одним із перспективних, ефективних,

економічно вигідних й екологічно чистих є метод пізнього внутрішньоформного модифікування розплаву або так званий ІНМОЛД-процес.

ІНМОЛД-процес дозволяє отримувати необхідну структуру, а отже, і властивості чавуну у виливках при незначних додаткових витратах і без істотного ускладнення технології. При цьому не потрібне встановлення додаткового обладнання або будь-яких інших агрегатів на ливарних дільницях або в цехах.

У роботі наведено результати досліджень процесів внутрішньоформного оброблення вихідних (базових) чавунів різного хімічного складу (доевтектичного, евтектичного та заевтектичного) різними за складом та функціональним призначенням модифікувальними добавками (графітизувальними, сфероїдизувальними і карбідостабілізувальними) з метою отримання у виливках заданої структури та властивостей металу.

Під час проведення досліджень було вивчено вплив основних факторів на структуру та властивості виливків з чавуну при внутрішньоформовому модифікуванні: типу, хімічного складу, кількості та дисперсності модифікатора, температурних режимів заливання розплаву. Внутрішньоформове модифікування вихідного рідкого чавуну проводили з використанням протокових реакційних камер циліндричної та сферичної форми з прямим, відцентровим і дотичним підведенням розплаву до них.

В результаті експериментальних досліджень встановлені оптимальні режими внутрішньоформового оброблення розплаву чавуну для забезпечення заданої структури та властивостей у виливках в залежності від умов їх експлуатації. Всі отримані результати дослідження були опробовані на промислових підприємствах при виготовленні дрібних і середних за розміром виливків із отриманням відповідних актів і протоколів випробувань.

Фесенко М. А.[1], Фесенко А. М.[2]
([1]ДУІКТ, Київ; [2]ДДМА, м. Краматорськ)

ДОСЛІДЖЕННЯ НОВОГО СПОСОБУ ВИГОТОВЛЕННЯ ЧАВУННИХ ВИЛИВКІВ З ФУНКЦІОНАЛЬНО-ГРАДІЄНТНОЮ СТРУКТУРОЮ

E-mail: fesmak@ukr.net; anatoly.fesenko@ukr.net

Резервом суттєвого підвищення експлуатаційних характеристик сучасних технічних засобів, які працюють в важких екстремальних умовах знакозмінних динамічних навантажень, особливо при високих температурах, або при дії агресивного середовища, є використання в їх конструкціях замість деталей з монолітних матеріалів (металів або сплавів) композиційних біметалевих виробів, виготовлених з двох і більше металевих компонентів. Монолітні вироби з одного металу або сплаву уже сьогодні в багатьох випадках практично вичерпали свої потенційні можливості подальшого підвищення експлуатаційних характеристик технічних засобів, в той час як композиційні біметалеві вироби, в яких використовуються синергетичні характеристики кожного із складових компонентів, в більшості випадків дозволяють підвищити експлуатаційні властивості і зменшити масу виробів.

Однак, незважаючи на те, що звичайні композиційні вироби з диференційованою структурою в об’ємі характеризуються певними перевагами в порівнянні з монолітними виробами з одного металу або сплаву, наявність в них різкого переходу між різними шарами із-за різниці в фізичних властивостях може визвати розшарування виробів, що знижує ефективність використання таких композиційних біметалевих матеріалів з диференційованою структурою в окремих шарах виробу. Тому останнім часом у дослідників-металознавців, конструкторів і виробничників підвищений інтерес визивають композиційні матеріали з функціонально-градієнтною структурою, які є відносно новим класом композиційних матеріалів і знаходять все більш широке використання як сучасні функціональні конструкційні матеріали для виготовлення деталей, які працюють в особливих умовах та потребують суперечливих властивостей від робочих (функціональних) і базових (конструктивних) частин виробів.

Особливістю об’ємних виробів із функціонально-градієнтною структурою, які виготовляються з двох та більше металів або сплавів, що характеризуються різною структурою та властивостями, є наявність замість різкої межі розділу між різними матеріалами перехідної зони, в якій спостерігається плавний градієнт концентрації, мікроструктури та властивостей [1–4]. Для отримання таких виробів на практиці використовуються різні способи [1–4], в тому числі ливарні технології, перспективними з яких є відцентрове лиття [5–9], процес каст – декант– каст (CDC – cast-decant-cast) [10–16] та інші. Такі композиційні матеріали є перспективними конструкційними матеріалами для виробів, які експлуатуються при високих навантаженнях, особливо в умовах високих температур, агресивного середовища тощо.

Тому важливою задачею на сьогодні і в перспективі є забезпечення розроблення нових методів і технологічних процесів виготовлення композиційних матеріалів із двох і більше металів/сплавів з градієнтною структурою з плавним перехідним проміжним контактним шаром від структури та властивостей одного матеріалу до структури властивостей іншого шару матеріалу.

Незважаючи на значні переваги, основним недоліком існуючих ливарних технологій виготовлення об'ємних функціонально-градієнтних металевих матеріалів є необхідність попереднього підготовлення двох і більше металевих розплавів, що потребує використання двох і більше плавильних агрегатів і призводить до значного підвищення капітальних затрат на організацію промислового виробництва таких матеріалів. Крім того, для реалізації відомих способів отримання функціонально-градієнтних матеріалів потрібна чітка синхронізація в часі процесів виплавляння двох різних за хімічним складом рідких сплавів та процесу заливання їх у ливарну форму. Враховуючи те, що сьогодні основним ливарним конструкційним матеріалом для широкої номенклатури фасонних литих виробів залишається чавун – залізо-вуглецевий сплав, структуру і властивості якого можливо змінювати в широкому діапазоні зміною хімічного складу, теплофізичних умов лиття та затвердіння, використанням процесів легування і модифікування, різних режимів термооброблення й інших факторів, в представленій роботі запропонований і досліджується новий спосіб виготовлення чавунних виливків з функціонально-

градієнтною структурою та властивостями з одного базового розплаву, виплавленого в одному плавильному агрегаті. В основу нового способу покладений процес каст – декант– каст (CDC – cast-decant-cast) [10–16].

На відміну від базового CDC процесу, в якому для отримання виливків з функціонально-градієнтною структурою потрібна виплавка в різних плавильних агрегатах двох різних розплавів, в запропонованому нами новому способі для виготовлення виливків з градієнтною структурою використовується один розплав базового чавуну необхідного хімічного складу, виплавлений в одному плавильному агрегаті [17].

Різна (диференційована) структура і властивості в окремих частинах виливка (в зовнішньому робочому шарі виливка й у його серцевині) в запропонованому способі досягається за рахунок того, що базовий рідкий метал, що виплавляється заданого хімічного складу в одному плавильному агрегаті та заливається в ливарну форму на першому етапі надходить у ливарну форму без будь-якого оброблення як вихідний і з нього формується в контакті зі стінками ливарної форми поверхневий зовнішній робочий шар виливка, у той час як розплав, що заповнює вивільнений після декантації залишків першого розплаву внутрішній об’єм виливка в процесі заливання проходить оброблення дрібнодисперсним порошкоподібним, зернистим, гранульованим або брикетованим модифікатором, лігатурою або іншою добавкою. Внутрішньоформове оброблення розплаву внаслідок легувального або модифікувального впливу добавки або окремих її компонентів, хімічних елементів або речовин, призводить до формування іншої відмінної структури, а, отже, до зміни властивостей металу, що заповнює і в подальшому формує цю частину виливка, в порівнянні зі структурою та властивостями базового розплаву зовнішнього шару. Завдяки цьому досягається диференціація структури та властивостей металу в різних шарах виливка з плавним формуванням перехідної зони з градієнтною структурою від однієї до іншої структури в різних зонах.

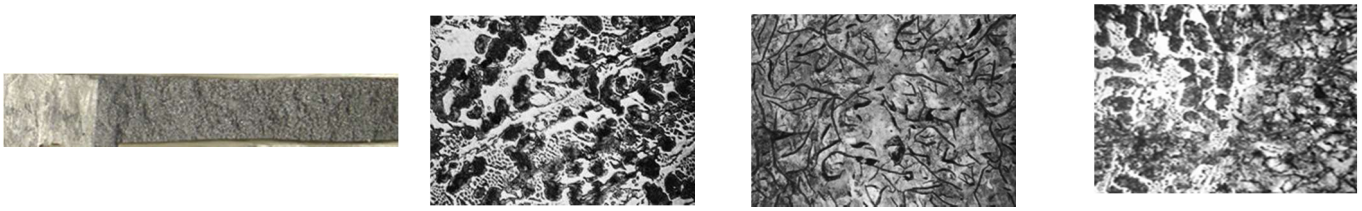
Експериментальне підтвердження можливості отримання виливків з функціонально-градієнтною структурою запропонованим способом проводили в лабораторних умовах кафедри технології і обладнання ливарного виробництва

Донбаської державної машинобудівної академії при виготовленні експериментальних виливків типу «Вертикальний циліндр» діаметром 100 мм і висотою 100 мм в разовій ливарній формі, виготовленій з піщано-глинястої формувальної суміші, в яку в процесі виготовлення встановлювали сталеву гільзу з товщиною стінки 10 мм, яка виконувала роль металевого кокілю для формування виливка. Форму заливали зверху ручним поворотним розливним ковшем конічного типу базовим розплавом чавуну доевтектичного складу, схильного до кристалізації з вибіленням відповідно до метастабільної діаграми стану залізо-цементит, виплавленим в індукційній тигельній печі з кислою футерівкою типу ІЧТ-006 при температурі розплаву 1430…1450 °С. Заливання форми проводили в два етапи.

На першому етапі заливання форми проводили зверху базовим чавуном доевтектичного складу без будь-якого оброблення. Залитий розплав витримували в ливарній формі протягом 40 с для кристалізації розплаву в поверхневому шарі виливка й формування твердого поверхневого шару в контакті зі сталевою гільзою. Після визначеного 40-секундного витримування проводили декантацію розплаву, що не закристалізувався, з осьових об’ємів виливка, після чого у вивільнену після декантації центральну порожнину виливка заливали розраховану порцію того ж базового розплаву чавуну, який на шляху руху до виливка піддавався внутрішньоформовому обробленю твердою порошкоподібною графітизувальною модифікувальною добавкою у вигляді дробленого феросиліцію ФС75 з розмірами часток 1,0…2,5 мм у кількості 2,0 % від маси рідкого чавуну.

Виливок тверднув і охолоджувався в ливарній формі до температури оточуючого середовища, після чого проводилось його вибивання з форми. З отриманого виливка на половині його висоти вирізали диск діаметром 100 мм і товщиною 20 мм, який після виготовлення макрошліфа і візуального дослідження макроструктури в подальшому розбивався на дві приблизно рівні частини для вивчення характеру зламу й виготовлення зразків для дослідження мікроструктури, а також заміру твердості за шкалою Брінелля в різних точках перерізу виливка.

Як показали результати проведених експериментів, на зламі одержаного виливка чітко виявлені дві характерні зони: поверхнева зона товщиною близько 10 мм білого чавуну, а також зона темно-сірого кольору сірого чавуну з пластинчастим графітом у центральній частині виливка (рис. 1, а).



а б в г

Рис. 1. Макроструктура перерізу зламу (а) і мікроструктура чавуну експериментального виливка на половині висоти в поверхневому шарі (б), у внутрішній (осьовій) зоні (в) і в перехідній зоні (г) виливка

Мікроструктура чавуну в поверхневій робочій зоні виливка, який кристалізувався з вихідного чавуну, складається з продуктів розпаду первинних кристалів аустеніту й ледебуритної евтектики (рис. 1, б) з твердістю 370…380 НВ. У внутрішній частині виливка, яка після декантації незатверділого розплаву з внутрішнього об’єму заповнювалась рідким чавуном, який піддавався внутрішньоформовій модифікувальній обробці феросиліцієм ФС75, кристалізувався сірий чавун перліто-феритного класу (рис. 1, в) з твердістю близько 200 НВ. Між двома шарами з різною структурою та властивостями чавуну утворювалась перехідна зона з градієнтною структурою з плавним переходом від структури білого чавуну в зовнішньому шарі до структури сірого чавуну в осьових об’ємах виливка (рис. 1, г).

Таким чином, лабораторними дослідженнями підтверджена практична можливість отримання з одного базового розплаву чавуну виливка з диференційованою структурою і властивостями в зовнішньому і внутрішньому (осьовому) шарах з градієнтною структурою в перехідній зоні, що дозволяє рекомендувати його впровадження у виробничу практику для виготовлення вісесиметричних виливків, робота яких в конструкціях технічних засобів вимагає наявності двох шарів з різною структурою і властивостями.

Впровадження запропонованого способу не вимагає встановлення та закупівлю нового додаткового обладнання, засобів і матеріалів. Даний спосіб може бути реалізовано на існуючому устаткуванні без суттєвих змін технологічного процесу виготовлення виливків у діючому цеху, дільниці тощо.

Література

1. Sam, M. Progression in manufacturing of functionally graded materials and impact of thermal treatment – A critical review / M. Sam, R. Jojith, N. Radhika // J. Manufacturing Processes. – 2021. – Vol. 68. – P. 1339–1377.

2. Mohammadi, M. Functionally graded materials (FGMs): A review of classifications, fabrication methods and their applications / M. Mohammadi, M. Rajabi, M. Ghadiri // Processing Application of Ceramics. – 2021. – Vol. 15, № 4. – P. 319–343.

3. Zhang, N. Functionally graded materials: an overview of stability, buckling, and free vibration analysis / N. Zhang, T. Khan, H. Guo, e.a. // Adv. Mater. Science Engineering. – 2019. – Vol. 2019, № 1. – P. 1354150.

4. El-Galy, I. M. Functionally graded materials classifications and development trends from industrial point of view / I.M. El-Galy, B.I. Saleh, M.H. Ahmed // SN Applied Sciences. – 2019. – Vol. 1. – P. 1–23.

5. Gao, J. W. Modeling the solidification of functionally graded materials by centrifugal casting / J.W. Gao, C. Wang // Mater. Science Engineering: A. – 2000. – Vol. 292, № 2. – P. 207–215.

6. Caisalitín, L. G. H. Fabrication of a Functionally Graded Material by ex situ Centrifugal Casting Method / L.G.H. Caisalitín, F.H.O. Fierro // Ciencia Latina Revista Científica Multidisciplinar. – 2023. – Vol. 7, № 5. – P. 3315–3336.

7. Watanabe, Y. Formation mechanism of graded composition in Al–Al2Cu functionally graded materials fabricated by a centrifugal in situ method / Y. Watanabe, S. Oike // Acta Materialia. – 2005. – Vol. 53, № 6. – P. 1631–1641.

8. Xie, Y. Centrifugal casting processes of manufacturing in situ functionally gradient composite materials of Al-19Si-5Mg alloy / Y. Xie, C. Liu, Y. Zhai, K. Wang, X. Ling // Rare Metals. – 2009. – Vol. 28. – P. 405–411.

9. Verma, R. K. A review on fabrication and characteristics of functionally graded aluminum matrix composites fabricated by centrifugal casting method / R.K. Verma, D. Parganiha, M. Chopkar // SN Applied Sciences. – 2021. – Vol. 3. – P. 1–29.

10. Midson, S. Using the CDC process for the casting of low-cost functionally gradient materials / S. Midson, D.J. Weiss, D. Browne // Foundry Trade Journal. – 2009. – Vol. 182. – P. 116–118.

11. Scanlan, M. New casting route to novel functionally gradient light alloys / M. Scanlan, D.J. Browne, A. Bates // Mater. Science Engineering: A. – 2005. – Vol. 413. – P. 66–71.

12. Anandavel, B. Development and Characterization of Functionally Gradient Al-Si Alloy Using Cast-Decant-Cast Process / B. Anandavel, S. Mohamed Nazirudeen, J. Anburaj, P. Angelo // Trans. Indian Institute Metals. – 2015. – Vol. 68. – P. 137–145.

13. Nagarajan, D. Microstructure and Wear Behavior of a Functionally Gradient Al–Si Alloy Prepared Using the Cast–Decant–Cast (CDC) Process / D. Nagarajan, P. Mohana Sivam // Mater. Performance Characterization. – 2016. – Vol. 5, № 5. – P. 637–647.

14. Fathy, N. A Novel Approach of Optimum Time Interval Estimation for Al-7.5 Si/Al-18Si Liquid–Liquid Bimetal Casting in Sand and Metallic Moulds / N. Fathy, M. Ramadan, K.M. Hafez, F. Abdulaziz, B. Ayadi, A.S. Alghamdi // Materials. – 2023. – Vol. 16, № 8. – P. 3004.

15. Dhayaneethi, S. Investigation of wear behavior of functionally graded Al-Si alloy produced by cast decant cast (CDC) method / S. Dhayaneethi, S.S. Kumar, K. Vickram, V.S. Kumar // AIP Conference Proceedings. – 2019 – Vol. 2128.

16. Rahvard, M. M. Effect of superheat and solidified layer on achieving good metallic bond between A390/A356 alloys fabricated by cast-decant-cast process / M.M. Rahvard, M. Tamizifar, M. Boutorabi, S.G. Shiri // Transactions Nonferrous Metals Society China. – 2014. – Vol. 24, № 3. – P. 665–672.

17. Патент №155678 u202304305. **МПК:** B22D27/00 Спосіб виготовлення виливків із функціонально-градієнтних матеріалів / А. М. Фесенко, М. А. Фесенко. Заявл. 12.09.2023, опублік. 27.03.2024. Бюл.№ 13/2024.

Фон Прусс М. А.
(ФТІМС НАН України, Київ)

СТРАТЕГІЇ РОЗВИТКУ МЕТАЛУРГІЙНОЇ ГАЛУЗІ УКРАЇНИ

E-mail: m.fonpruss@gmail.com

Металургія є ключовою галуззю економіки України, яка забезпечує значну частку промислового виробництва, експорту та формує базу для машинобудування, авіаційної, оборонної та будівельної індустрії. Сучасні виклики: воєнні дії, енергетична криза, застарілі технології та зростаюча конкуренція на світових ринках – вимагають формування нової стратегії розвитку, орієнтованої на інновації, ресурсоефективність та інтеграцію у глобальні виробничі ланцюги.

Металургія традиційно виступає однією з провідних галузей національної економіки: частка експорту металургії у довоєнний час становила майже 30 % [1]. Вона формує базу для функціонування суміжних секторів – машинобудування, транспортної, будівельної, авіаційної та оборонної промисловості. Висока концентрація металургійних підприємств, наявність значної сировинної бази та розвинений кадрово-науковий потенціал упродовж десятиліть забезпечували провідні позиції України на світовому ринку чорних і кольорових металів.

Разом із тим, поєднання негативних економічних, виробничих і політичних чинників, зокрема воєнні дії, енергетична криза, обмеження логістичної інфраструктури, технологічна відсталість та зростання міжнародної конкуренції, суттєво ускладнюють стабільне функціонування металургійної галузі. Це вимагає не лише короткострокових антикризових заходів, а й формування довгострокової стратегії розвитку, орієнтованої на модернізацію виробничих потужностей, підвищення енергоефективності, цифровізацію процесів та інтеграцію в глобальні виробничі й торговельні ланцюги.

Стан і виклики у галузі металургії.

Металургійний комплекс України, незважаючи на свій значний потенціал, сьогодні перебуває у стані системної кризи. Воєнні дії на території України спричинили втрату частини виробничих потужностей, руйнування інфраструктури та обмеження доступу до зовнішніх ринків. Збройна агресія проти України

спричинила істотні втрати у виробничому потенціалі вітчизняної металургії. Найбільших руйнувань зазнали стратегічні підприємства, розташовані у зоні бойових дій або на тимчасово окупованих територіях [2-4]. Зокрема, практично повністю знищено комбінат «Азовсталь» та ММК ім. Ілліча в Маріуполі, які до 2022 року забезпечували значну частку виробництва сталі та прокату [2]. Не підлягає відновленню Авдіївський коксохімічний завод, пошкоджений унаслідок масованих обстрілів [4]. Під загрозою функціонування перебуває шахта «Покровське», що є єдиним в Україні джерелом коксівного вугілля, необхідного для металургійного виробництва [2-4]. Окрім безпосередніх руйнувань, металургійна галузь зазнала втрат через тимчасову окупацію низки підприємств, що ще з 2014–2015 рр. опинилися поза контролем України: Макіївський металургійний комбінат, Єнакіївський металургійний завод, Ясинівський та Горлівський коксохімічні заводи, Донецькокс, Донецький металопрокатний завод [4]. Фактичне виведення з експлуатації цих виробничих комплексів призвело до різкого зниження обсягів виплавки сталі та експорту металопродукції. Поточна ситуація характеризується суттєвим скороченням виробничих потужностей: за 2022 рік обсяги виплавки сталі в Україні знизилися у 3–3,5 рази порівняно з довоєнними показниками [2, 3]. Додатковим обмеженням виступає дефіцит сировинної бази, зумовлений втратою доступу до покладів коксівного вугілля на сході країни.

Додатковим негативним чинником є висока енергоємність виробництва, що у поєднанні з дефіцитом та подорожчанням енергоресурсів суттєво знижує конкурентоспроможність українських підприємств. Застарілі технології та обладнання, що переважно експлуатуються понад 30–40 років, зумовлюють високі витрати сировини та енергії, значне техногенне навантаження на довкілля, а також обмежують можливості виробництва металопродукції з високою доданою вартістю. Серед ключових проблем – недостатня диверсифікація продукції: переважна частина експорту орієнтована на напівфабрикати (чавун, заготовки, прокат), тоді як світовий ринок віддає перевагу високотехнологічним матеріалам та готовим виробам [1].

Крім того, українська металургія стикається з жорсткою міжнародною конкуренцією. Країни з більш сучасними та енергоефективними виробництвами (Китай, Туреччина, Індія, країни ЄС) активно витісняють українську продукцію з традиційних ринків. До цього додаються торговельні бар'єри, протекціоністські заходи й зниження попиту на окремі види металопродукції у світі.

Негативний вплив справляють і внутрішні фактори: недосконаліть державної промислової політики, обмежені інвестиції у модернізацію, висока собівартість продукції, низький рівень цифровізації та автоматизації процесів. Це створює додаткові ризики втрати позицій на міжнародному ринку й гальмує розвиток внутрішнього машинобудування та будівельної галузі.

Таким чином, воєнні дії зумовили системну кризу металургійної галузі України, що проявляється у фізичному знищенні ключових підприємств, втраті контролю над сировинними ресурсами, різкому скороченні виробництва та звуженні експортних можливостей. У цих умовах стратегія розвитку галузі має ґрунтуватися на структурній трансформації виробництва, відновлення та подальший розвиток металургійного комплексу України потребує системного стратегічного підходу, що ґрунтується на поєднанні інноваційних технологій, екологічної трансформації, цифровізації та інтеграції у глобальні ринки. У сучасних умовах це є не лише економічною необхідністю, але й визначальним чинником збереження промислового потенціалу держави.

Стратегії розвитку металургійної галузі України.

Стратегії розвитку металургійної галузі України можуть бути реалізовані у кількох взаємопов'язаних напрямах. Передусім, підприємства, що зберегли виробничий потенціал, повинні зосередитися на відновленні та модернізації існуючих потужностей. Це передбачає реконструкцію пошкодженої інфраструктури, оновлення технологічних ліній, а також впровадження енергоефективних і екологічно безпечних методів виробництва. Здійснення таких заходів дасть змогу не лише відновити попередній рівень випуску продукції, але й підвищити її якість та забезпечити конкурентоспроможність української металургії на глобальному ринку.

Досвід Німеччини, Польщі та Туреччини демонструє, що модернізація машинобудування та суміжних галузей ґрунтується на інноваційності, тісній співпраці з малим і середнім бізнесом, цифровізації виробничих процесів та експортній орієнтації. Для України перспективним завданням може стати формування статусу регіонального хабу з виробництва сталі та машин, які відіграють ключову роль у відбудові національної інфраструктури після війни [5].

Важливе значення у цьому контексті має партнерство з Європейським Союзом і провідними міжнародними компаніями. Створення спільних виробництв та залучення сучасних технологій сприятиме інтеграції України до глобальних виробничих ланцюгів і забезпечить довгострокову стабільність розвитку галузі [7].

Управління підприємствами металургії та машинобудування має ґрунтуватися на впровадженні сучасних систем менеджменту якості (ISO 9001, IATF 16949), екологічних стандартів (ISO 14001) та принципів ESG-менеджменту [1]. Це дозволить забезпечити не лише технологічне вдосконалення виробництва, а й відповідність міжнародним вимогам щодо сталого розвитку та соціальної відповідальності бізнесу.

З огляду на зазначене, до ключових напрямів стратегії розвитку галузі можна віднести:

1. Технологічна модернізація та інновації. Технологічна модернізація у металургії передбачає комплексне оновлення виробничих потужностей, спрямоване на підвищення ефективності та якості продукції. Ключовим завданням є інтеграція сучасних технологічних рішень, які забезпечують конкурентоспроможність української металургії у світових ланцюгах доданої вартості.

По-перше, ключовим напрямом є автоматизація та цифровізація виробничих процесів. Це передбачає впровадження систем управління «розумного виробництва» (Smart Manufacturing), технологій Індустрії 4.0, цифрових двійників і систем прогнозної аналітики [6]. Такі інструменти забезпечують оптимізацію витрат ресурсів, підвищують стабільність якості продукції та знижують ризики аварійності. Водночас використання цифрових платформ у логістичних ланцюгах

дозволяє інтегрувати українську металургію до глобальних ринків на якісно новому рівні. Важливою складовою модернізації також є впровадження принципів Lean manufacturing та концепції Kaizen, що сприяють раціоналізації витрат, скороченню втрат і підвищенню загальної ефективності виробничих процесів [5].

По-друге, важливим напрямом є розвиток нових технологій обробки металів: вакуумно-індукційного плавлення, адитивних технологій (3D-друку металами), порошкової металургії. Такі рішення відкривають можливості для виробництва високоміцних і функціональних матеріалів, необхідних для авіаційної, транспортної, енергетичної та оборонної промисловості [6].

По-третє, модернізація повинна передбачати створення інтегрованих науково-виробничих кластерів (кластерні ініціативи), де поєднуються промислові підприємства, науково-дослідні центри та інноваційні стартапи для спільних проєктів. Це дозволить прискорити комерціалізацію новітніх розробок і сформувати умови для інноваційного зростання галузі [5].

2. Екологічна трансформація. В умовах посилення глобальних кліматичних викликів одним із ключових напрямів стратегії розвитку металургії є зниження вуглецевого сліду виробництва. Досягти цього можливо шляхом використання відновлюваних джерел енергії, інтеграції атомної генерації та перспективного впровадження «зеленого водню» у процеси відновлення заліза. Перехід від доменних і мартенівських процесів до електродугових печей (EAF) дозволить значно скоротити витрати енергоресурсів та підвищити рівень екологічної безпеки виробництва [5].

Не менш важливим завданням є створення замкнених виробничих циклів, що передбачають широке застосування вторинної переробки металів і комплексну утилізацію відходів. Такий підхід дозволяє не лише мінімізувати екологічні ризики, але й підвищити економічну ефективність виробництва.

До концепції «зеленої металургії» належать також поступове впровадження електроплавильних печей та використання водню замість коксу у процесах виробництва [5].

3. Диверсифікація продукції та інтеграція у світову економіку. Пріоритетним завданням розвитку є переорієнтація з експорту напівфабрикатів на виробництво продукції з високою доданою вартістю. Це включає освоєння виробництва спеціальних сплавів і готових металовиробів для потреб авіаційної, транспортної та енергетичної промисловості. Участь у глобальних виробничих ланцюгах потребує гармонізації стандартів з європейськими та міжнародними, що створює передумови для посилення експортного потенціалу. Водночас розширення внутрішнього попиту можливе за рахунок стимулювання розвитку будівництва, машинобудування та оборонного сектору [5].

4. Інституційна підтримка та інвестиційна політика. Ефективна реалізація зазначених напрямів можлива лише за умови формування стабільного інституційного середовища та активної інвестиційної політики [7]. Державна підтримка має передбачати створення сприятливого правового поля, податкових стимулів і механізмів державно-приватного партнерства. Особливого значення набуває залучення внутрішніх та іноземних інвестицій для модернізації підприємств, а також використання міжнародних фінансових інструментів – кредитних програм, грантів, механізмів ЄС. Необхідною умовою є також розвиток кадрового потенціалу шляхом відновлення системи професійно-технічної освіти та налагодження партнерства між університетами й промисловими підприємствами [5, 7].

Металургійна галузь України є одним із фундаментальних секторів економіки, однак сьогодні вона стикається із серйозними викликами – від руйнування виробничої інфраструктури до технологічного відставання й жорсткої міжнародної конкуренції. Подолання цих проблем вимагає не точкових заходів, а цілісної стратегії розвитку, яка передбачає технологічну модернізацію, екологічну трансформацію, цифровізацію виробництва, диверсифікацію продукції та інституційну підтримку.

Реалізація запропонованих напрямів дозволить не лише відновити галузь після кризових явищ, але й трансформувати її у високотехнологічний, екологічно орієнтований та конкурентоспроможний сектор світової економіки. Це забезпечить

Україні стале економічне зростання, інтеграцію до глобальних виробничих ланцюгів та посилить промисловий потенціал держави у післявоєнний період.

Література

1. Смолінська Н., Равок С. Аналіз стану металургійної галузі України в умовах війни // *Вісник Хмельницького національного університету. Серія: Економічні науки*. – 2023. – № 2 (316). – С. 235–240. DOI: 10.31891/2307-5740-2023-316-2-38.

2. Від війни в Україні найбільше постраждали металурги та аграрії – дослідження [Електронний ресурс] // *UNIAN*. – 2023. – Режим доступу: https://www.unian.ua/economics/other/vid-viyni-v-ukrajini-naybilshe-postrazhdali-metalurgi-ta-agrariji-doslidzhennya-12893046.html

3. Металургія під тиском війни, енергії та політики: що відбувається з галуззю і чи є перспективи [Електронний ресурс] // *Kryvbass.city*. – 2023. – Режим доступу: https://krivbass.city/news/view/metalurgiya-pid-tiskom-vijni-energii-ta-politiki-shho-vidbuvaetsya-z-galuzzyu-i-chi-e-perspektivi

4. Втрачено найбільші заводи: як виживає українська металургія під час війни [Електронний ресурс] // *Novosti.dn.ua*. – 2022. – Режим доступу: https://novosti.dn.ua/article/9179-vtracheni-najbilshi-zavody-yak-vyzhyvaye-ukrayinska-metalurgiya-pid-chas-vijny

5. Розвиток машинобудування в Україні: проблеми та шляхи їх вирішення: монографія / ДУ «Інститут регіональних досліджень імені М.І. Долішнього НАН України»; наук. ред. С. О. Іщук. – Львів, 2022. – 137 с. – (Серія “Регіони: моніторинг, прогнози, моделі”). – Режим доступу: http://ird.gov.ua/irdp/p20220002.pdf

6. Осипова В. М., Ковалевська О. С. Стратегія машинобудівного підприємства в контексті декларативної парадигми «Індустрія 4.0» // *Economic journal Odessa polytechnic university*. – 2024. – № 3 (29). – С. 80–86.

7. Державна програма розвитку машинобудування: документ Кабінету Міністрів України [Електронний ресурс]. – Режим доступу: https://www.kmu.gov.ua/npas/34305773

Хворостяний В. В., Бодунов В. Є., Долгов М. А., Цисар М. О.
(ІПМіц імені Г. С. Писаренка НАН України, Київ)

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТОВЩИНИ ЗРАЗКА ЯК ОДНОВИМІРНОГО ФАКТОРА МАСШТАБНОГО ЕФЕКТУ НА ГРАНИЦЮ МІЦНОСТІ ФЛОАТ-СКЛА

E-mail: plt2002@ukr.net

На сьогодні листове скло, що виготовлене за флоат технологією, може розглядатися свого роду певним «базовим» елементом, і як конструкційний матеріал з особливими властивостями, знаходить широке застосування у численних галузях промисловості у різних станах постачання від виробника, а саме у вихідному стані без або з мінімальною обробкою, після операцій механічної обробки (шліфування, полірування, нанесення фасок, торцювання), з поверхневим зміцненням за рахунок хімічного травлення, термічного загартування, іонного обміну, нанесення захисних чи функціональних покриттів чи з комбінацією зазначених модифікацій поверхонь. Незважаючи на успіхи у покращенні показників, що характеризують якість готової продукції, завдяки впровадженню новітніх технологій на етапах виготовлення та обробки скла, науково-практичні задачі достовірного визначення його пошкоджуваності, міцності та опору руйнуванню в складних умовах експлуатаційних навантажень все ще залишаються актуальними. Серед чинників, що обмежують ресурс або контролюють робоздатність конструкцій зі скла, важливе місце займає так званий масштабний ефект. Суть цього фізичного явища полягає у зміні властивостей тіла (зокрема фізико-механічних) у зв’язку зі зміною його розмірів, що відображає порушення встановлених законів подібності внутрішніх сил для пружних тіл, які перебувають в умовах зовнішніх впливів [1].

Простою категорією прояву масштабного ефекту є одновимірний її різновид – лінійний розмір досліджуваної пластини яким може бути товщина, довжина чи ширина. Мета наведеної роботи полягала у вивченні впливу на характеристику міцності флоат-скла товщини зразка у вигляді плоскої квадратної пластини без її додаткового оброблення.

Експериментальне дослідження виконано на підготовлених зразках розмірами 100 мм × 100 мм з варіацією товщини від 2 до 6 мм, вирізаних вручну з великогабаритної пластини скла за допомогою алмазного різака. Зразки випробовували в умовах осесиметричного згину з використанням подвійного співвісного кільця відповідно до основних положень стандарту EN ISO 1288-5:2022 [2]. Обсяг вибірок зразків кожного номіналу товщини складав 8…11 одиниць. Цей метод випробувань у порівнянні з поперечним згином зразків має важливу і принципову відмінність, бо під час визначення величини границі міцності скла стан кромок з їм притаманною дефектністю не чинить впливу на одержуваний результат. При дотриманні встановлених співвідношень між товщиною зразка, довжиною його сторони та розмірами коаксіальних випробувальних кілець у дослідах в робочій зоні зразка, що обмежена навантажувальним кільцем, забезпечується однорідний двовісний напружений стан для розвитку усіх наявних мікротріщин та інших поверхневих дефектів незалежно від їх напрямку та орієнтації відносно осей зразка. Такий спосіб навантаження створює умови за якими крайові напруження значно менші, ніж ті, що виникають в центральній зоні розтягу, і не можуть призводити до руйнування. Інакше результати експерименту слід відбраковувати та не враховувати у наступному аналізі. Загалом застосований метод випробувань дозволяє отримувати значення відносної міцності скла, яку слід розглядати головним чином для порівняльної оцінки міцності плоского скла при згині. Метод знайшов розповсюдження при здійсненні заходів з виробничого контролю міцності скла та виробів з нього, що використовуються у відповідальних елементах скління авіаційної та космічної техніки.

Власне експерименти виконували на модернізованій гідравлічній установці ZD-4 (Німеччина), що призначена для механічних випробувань крихких матеріалів, з використанням універсальної вимірювальної системи GT-12-M18 та відповідного програмного забезпечення GlassBend [3]. Радіуси опорного a та навантажувального r_o кілець становили 16 та 8 мм відповідно. Швидкість навантаження задавалася такою, щоб під час досліду напруження в центральній частині зразка збільшувалося зі швидкістю 2…4 Н/(мм^2·с) до моменту його руйнування. Лабораторні умови

дослідження характеризувалися підтриманням постійної температур $T = 24$ °С та відносної вологості повітря в межах 40…60 %.

Реалізація методу випробувань скла при осесиметричному згині передбачала розміщення плоского зразку квадратної форми на опорне кільце, а за допомогою співвісно розташованого над ним навантажувального кільцевого пуансону відбувалося прикладення зусилля до досягнення критичного значення, що відповідало руйнуванню. Границя міцності скла за таких експериментальних умов обчислювалась за наступною формулою [4]:

$$\sigma = \frac{3P}{2\pi \cdot h^2}\left[(1-\mu)\frac{a^2 - r_0^2}{2a^2}\cdot\frac{a^2}{b^2} + (1+\mu)\ln\left(\frac{a}{r_0}\right)\right], \qquad (1)$$

де P – руйнівне навантаження, Н;

h – товщина зразка, мм;

μ – коефіцієнт Пуассона;

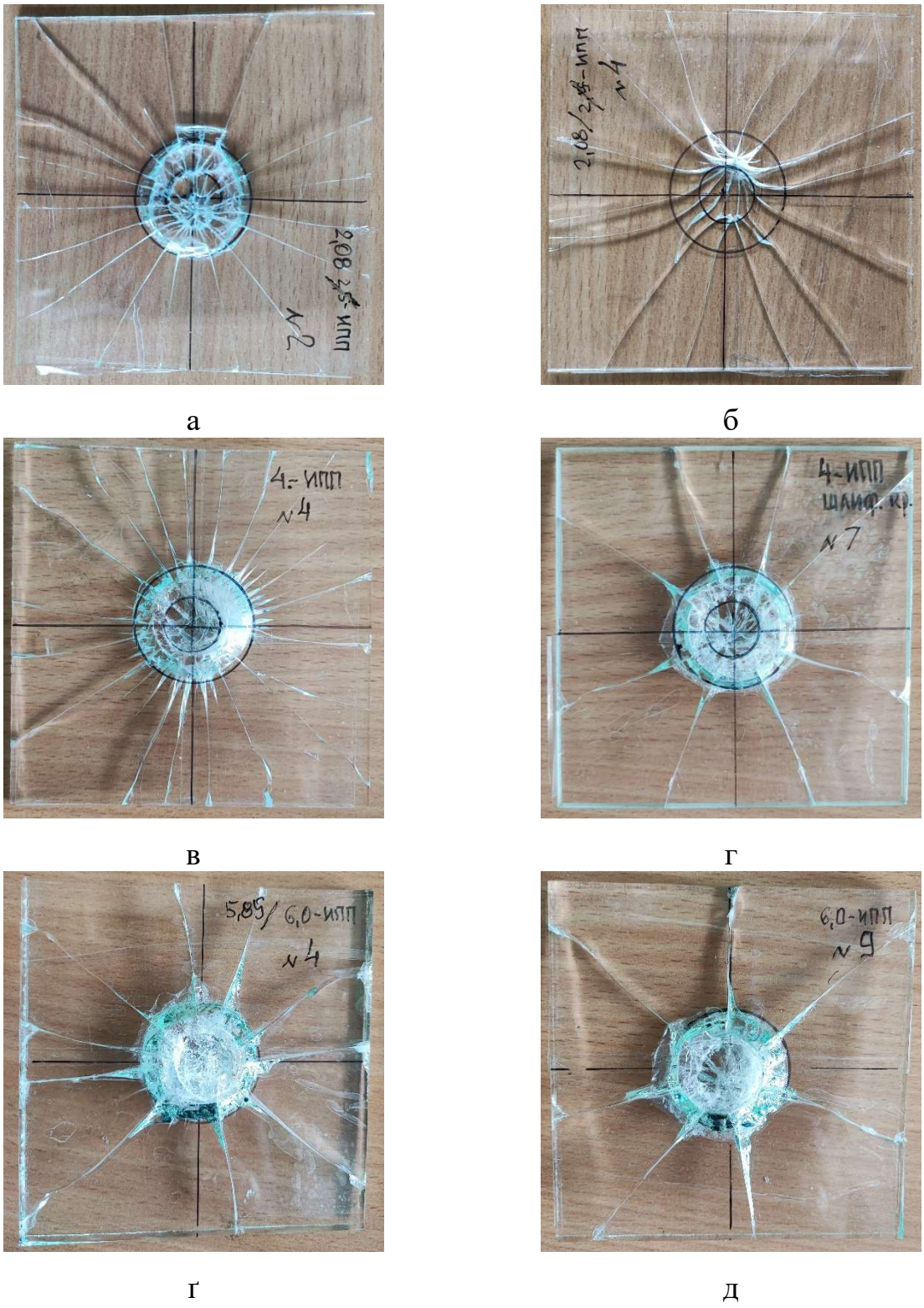
a – радіус опорного кільця, мм;

r_0 – радіус навантажувального кільця, мм;

b – радіус круга, який відповідає характеристичному розміру квадратної пластини, мм.

Всі випробувані зразки скла ретельно оглядали для точного визначення місця положення небезпечного поверхневого дефекту з якого починалося руйнування. Завдяки попередньо нанесеній на зразок клейкій стрічці, утворені під час крихкого руйнування фрагменти скла утримувалися разом, що давало можливість провести аналіз зламів. У прийнятних результатах випробувань зародження руйнівної тріщини відбувалося в межах області, обмеженої навантажувальним кільцем (рис. 1, а, в – д). Руйнування зразків флоат-скла в умовах осесиметричного згину розпочиналося з ініціації початкової тріщини, потім внаслідок деформування поблизу навантажувального кільця та виникнення локальної концентрації напружень утворювалась кільцеподібна тріщина з наступним поширенням радіальних тріщин через динамічні ефекти. Чітко спостерігалася закономірність прямого взаємозв’язку між рівнем напруження в момент руйнування скляної пластини та щільністю розгалужених тріщин і ступенем фрагментації скла (можна

порівняти картини руйнування скла, наведені на рис. 1, в для σ = 193,5 МПа та рис. 1, г для σ = 79,4 МПа).



а б

в г

г д

Рис. 1. Фотографії руйнувань в умовах осесиметричного згину зразків флоат-скла різної товщини: а, б – 2 мм; в, г – 4 мм; ґ, д – 6 мм

Випадки зруйнованих скляних пластин, для яких осередок початкової тріщини був між випробувальними кільцями (тобто поза межами навантажувальної області) не приймались до розгляду (рис. 1, б). Кількість таким чином відкинутих результатів не перевищувала 20 %, що добре узгоджувалося з аналогічними даними, наведеними в [5].

За результатами дослідження була побудована діаграма залежності границі міцності флоат-скла від товщини зразка (рис. 2), що демонструвала прояв масштабного ефекту від його одновимірного параметру за вказаних експериментальних умов. Слід зазначити, що розкид даних був одного порядку (порівнянний) для трьох номіналів товщин випробуваних пластин. Аналізуючи обчислені середні значення міцності (показані символом «заповнений квадрат») залежність має точку максимуму, що відповідає даним для товщини зразка 4 мм, тобто кардинально змінюється її характер від зростання до спадання при збільшенні товщини.

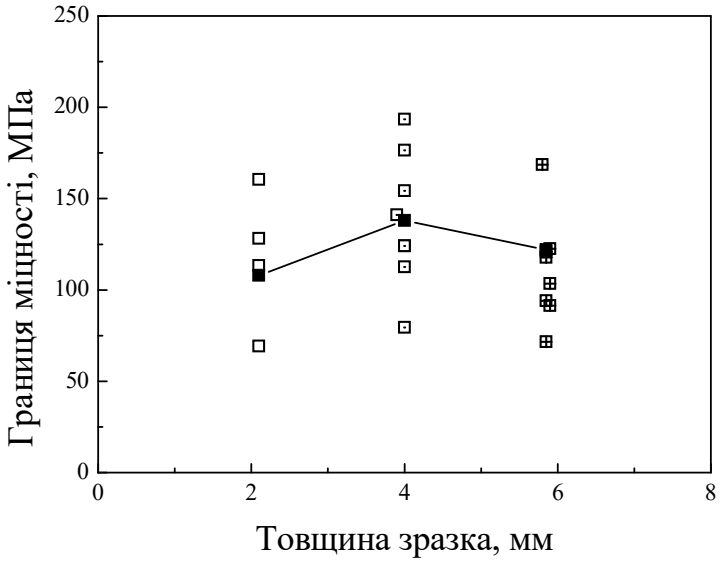


Рис. 2. Залежність границі міцності σ (МПа) флоат-скла від товщини зразка h (мм)

Подібна закономірність була знайдена за результатами випробувань на трьох-точковий згин у роботі [6], метою якої було визначення впливу товщини

зразка листового скла, процесу його розрізання та фінішної механічної обробки на характеристику міцності (рис. 3). Пояснення дослідниками такої зміни міцності стосувалося підвищеної шорсткості поверхні кромки у зразках більшої товщини. В умовах осесиметричного згину величина міцності скла залежить насамперед від площі навантаженої поверхні зразка з притаманною вихідною дефектністю поверхні та приповерхневих шарів. Саме тому цю механічну характеристику ще називають поверхневою міцністю плоского скла [7]. Слід також зазначити, що міцність зразків скла різної товщини обумовлена градієнтом механічних напружень, який є мірою зміни напружень в різних точках тіла. Власне розгляд цих аспектів (дефектності та градієнта напружень) при аналізі отриманих результатів є предметом додаткового вивчення для можливості достовірного визначення причин виявленої закономірності, наведеної у цьому дослідженні.

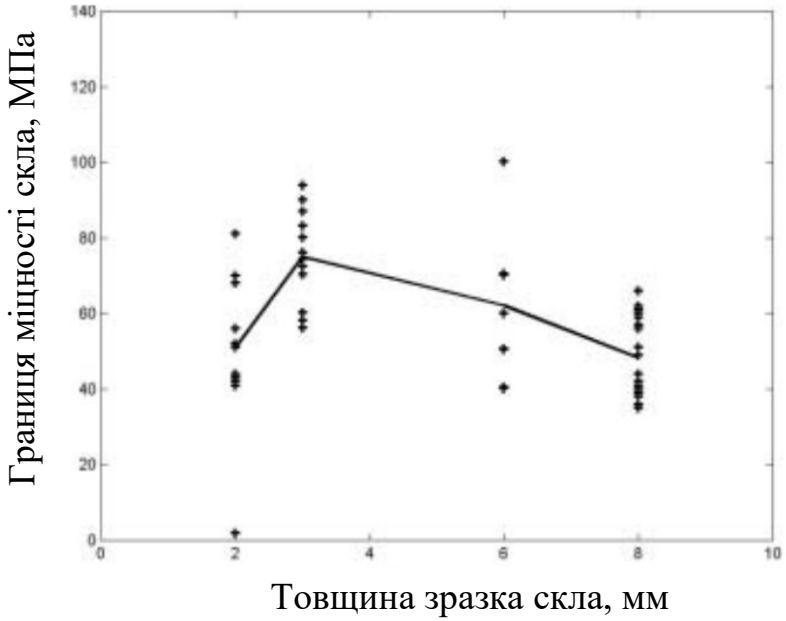


Рис. 3. Залежність границі міцності σ (МПа) флоат-скла при трьох-точковому згині від товщини зразка h (мм) за даними дослідження [6]

Література

1. Кирпичев В. Л. О подобии при упругих явлениях / В. Л. Кирпичев // Журнал русского физико-химического общества. – Спб., 1874. – Т. VI. – Вып. 9. – С. 152 – 155.

2. EN ISO 1288-5:2022. Glass in building. Determination of the bending strength of glass – Part 5: Coaxial double-ring test on flat specimens with small test surface areas, BSI, UK (2022).

3. Родичев Ю. М. Повышение точности измерения деформаций и перемещений стеклянных пластин при изгибе с использованием измерительной системы GT-12-M8 / Ю. М. Родичев, Е. Б. Сорока, А. В. Дроздов, В. В. Хворостяный, В. Е. Бодунов // Актуальные проблемы инженерной механики: тезисы докладов VII международной научно-практической конференции. – Одесса, 2020. – С. 296 – 300.

4. Витман Ф. Ф. О методе определения прочности листовых стекол / Ф. Ф. Витман, В. П. Пух // Заводская лаборатория. – 1963. – № 7. – С. 863 – 867.

5. Castori G. Fracture strength prediction of float glass: The coaxial double ring test method / G. Castori, E. Speranzini // Construction and Building Materials. – 2019. – 225. – P. 1064 – 1076.

6. Veer F. A. The strength of glass, effect of edge quality / F. A. Veer, J. Zuidema // Proceedings Glass processing days. Educational glass conference (2003, Tampere, Finland). – Tampere, 2003. – P. 106 – 109.

7. Müller-Braun S. Biaxially curved glass with large radii – determination of strength using the coaxial double ring test / S. Müller-Braun, J. Schneider // Glass Struct. Eng. – 2017. – 2. – P. 121 – 131.

Хворостяний В. В., Галенко В. Й., Христевич Т. О.
(ІПМіц імені Г. С. Писаренка НАН України, Київ)

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ МАСШТАБНОГО ЕФЕКТУ НА ОПІР РУЙНУВАННЮ СКЛА В УМОВАХ КРАЙОВОГО СКОЛЮВАННЯ ЗРАЗКІВ КОНІЧНИМИ ІНДЕНТОРАМИ РІЗНОЇ ГОСТРОТИ

E-mail: plt2002@ukr.net

З огляду на те, що останніми роками відмічається стабільне зростання кількості опублікованих наукових праць, присвячених вивченню особливостей механічної поведінки сучасних крихких та квазікрихких матеріалів в умовах локального крайового навантаження з використанням різноманітних інденторів, є

всі підстави вважати відповідні експериментальні методи актуальними і вкрай затребуваними як у лабораторних наукових дослідженнях, так й у практичних застосуваннях на виробництві. Незважаючи на діючий міжнародний нормативний документ [1], що регламентує технічні вимоги реалізації експериментального методу, все ще не існує вичерпного розуміння щодо низки базових елементів випробувань. Зокрема це стосується виду робочого наконечника, екстремальних значень прикладених нормальних навантажень та обґрунтованого універсального діапазону параметру відстані руйнування. Метою наведеного дослідження було визначення впливу масштабного ефекту у крихких матеріалів типу силікатного скла в умовах їх крайового сколювання – у випробуваннях, які можна розглядати як специфічний різновид індентування, адже застосовані методики передбачають заглиблення навантаженого індентора поблизу кромки зразка до моменту її руйнування з утворенням крайового сколу. Розглянутим фактором (причиною) прояву масштабного ефекту в зазначених експериментальних умовах є геометричний параметр застосованого індентора за аналогією з випадком класичного мікроіндентування поверхні [2]. Зазначимо, що ISE-ефект при застосуванні конічного індентора пов'язаний з глибиною його заглиблення в матеріал, тоді як для сферичного індентора він залежить також від радіуса сфери [3].

Експериментальне дослідження виконано за допомогою EF методу [4], згідно з яким відбувалося локальне навантаження індентором кромки зразка до її руйнування з реєстрацією максимального зусилля P_f та наступне вимірювання величини крайового пошкодження (параметру відстані руйнування L). Характеристику опору крайовому сколюванню (опору руйнуванню кромки при сколюванні) F_R визначали розглядаючи n проведених випробувань відповідно до наступного виразу:

$$F_R = \frac{1}{n}\sum_{i=1}^{n}\frac{P_{fi}}{L_i}. \qquad (1)$$

Варіація масштабу контактної області при заглибленні індентора в матеріал при монотонному прикладенні зусилля досягалася за рахунок використання в експериментах алмазних конічних інденторів з кутом при вершині 120 ° та різними

радіусами заокруглення r їх вершин сферичної форми (r = 11 мкм, 100 мкм, 200 мкм, 400 мкм та 800 мкм). Конічний наконечник з радіусом r = 200 мкм – це стандартний індентор Роквелла, який є найбільш розповсюдженим у наукових роботах з цього напрямку та рекомендується для використання у стандарті [1]. Об'єктом дослідження були силікатні стекла: листове скло технічного призначення, виготовлене за флоат-технологією та оптичне скло легкий крон ЛК-5. Для отримання порівняльних даних були проаналізовані лише ті емпіричні результати, що відповідали визначеному в [5] діапазону відстані руйнування L в межах від 0,1 мм до 0,4 мм.

Детальний огляд руйнувань кромок скляних зразків дозволив виявити їх особливості, пов'язані з характером поширення руйнівних тріщин. Спостерігалася однозначна залежність виду крайового руйнування від розміру вершини застосованого конічного індентора. Для найбільш «гострого» наконечника цього дослідження (r = 11 мкм) переважним типом локального пошкодження кромки було утворення на бічних сторонах зразків шрамів сколів «нігтеподібного» виду (рис. 1, а, б). Вони представляють собою напівкруглий слід виходу руйнівної тріщини. У дослідах із більшим радіусом заокруглення вершини індентора (r = 100 мкм) співвідношення шрамів сколів «нігтеподібного» та квазіконічного виду практично прямує до паритету. Використовуючи для сколювання кромки скла індентор Роквелла (r = 200 мкм) одержуємо вже більшою мірою квазіконічні шрами (рис. 1, в, г), а кількість «нігтеподібних» зменшується як для флоат-скла, так й для легкого крона ЛК-5. Квазіконічний вигляд сколювання скла формується у випадку виходу на бокову поверхню зразка конічної тріщини, видозміненої внаслідок крайового ефекту. Експерименти з найбільш «тупими» конічними наконечниками зі сферичними вершинами радіусами r = 400 та 800 мкм змінюють картину локальних руйнувань кромок до утворення практично лише шрамів сколів квазіконічного виду (рис. 1, ґ, д). В контексті проведеного аналізу руйнувань слід зазначити, що більша варіативність шрамів сколів спостерігалася для технічного скла на відміну від більш структурно однорідного оптичного скла. Підсумовуючи вище зазначене можемо

стверджувати, що радіус вершини індентора Роквелла має критичне значення відносно характеру руйнування скла в даних умовах випробувань.

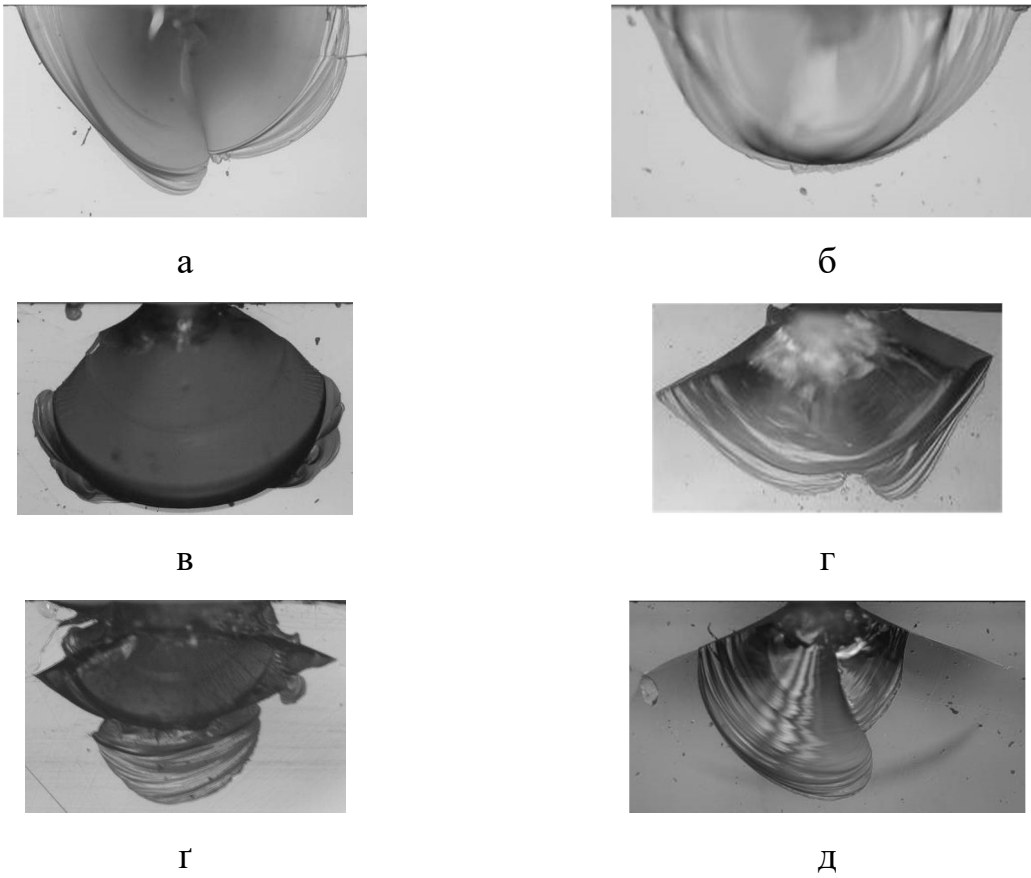


Рис. 1. Характерні руйнування зразків флоат-скла (а, в, ґ) та оптичного скла ЛК-5 (б, г, д): а, б – r = 11 мкм; в, г – r = 200 мкм; ґ, д – r = 800 мкм: «нігтеподібні» (а, б) та «квазіконічні» (в – д) форми сколів

Обчислені значення опору руйнуванню F_{Rr} для кожного різновиду застосованого індентора з радіусом вершини r наведено в табл. 1. Індекс «r» при величині F_R вказує на відповідний розмір сферичної вершини індентора. Одержані результати демонструють прояв зворотного масштабного ефекту для характеристики опору руйнуванню стекол в умовах їх крайового сколювання, тобто величина F_R збільшується при збільшенні розглянутого геометричного фактору, яким є саме радіус вершини індентора.

Таблиця 1 – Опір руйнуванню скла у випробуваннях на крайове сколювання зразків конічними інденторами з різними радіусами їх вершин

Скло	Опір руйнуванню F_{Rr}, Н/мм				
	r = 11 мкм	r = 100 мкм	r = 200 мкм	r = 400 мкм	r = 800 мкм
Флоат-скло	117 ± 37 (20)	143 ± 18 (22)	233 ± 63 (22)	246 ± 109 (17)	237 ± 104 (23)
Оптичне ЛК-5	155 ± 66 (10)	137 ± 19 (9)	214 ± 44 (45)	273 ± 64 (18)	332 ± 81 (12)

Примітка. В дужках вказана кількість випробувань.

Зважаючи на той факт, що стандартний індентор Роквелла вважається основним робочим наконечником досліджень, важливо оцінити у порівнянні з ним зміну величини опору руйнуванню скла при використанні інших інденторів. Така відмінність між значеннями F_{Rr} для відносно «гострих» (r = 11 та 100 мкм) та «тупих» (r = 400 та 800 мкм) інденторів за умови прийняття величини F_{R200} за базове, добре простежується на діаграмі, що зображена на рис. 2. У випадку, коли радіус r є меншим у 2…18 разів, ніж у індентора Роквелла, опір руйнуванню зменшується майже у 2 рази. На противагу цьому, коли радіус r є більшим у 2…4 рази, величина F_R збільшується незначним чином для флоат-скла або практично у 1,5 рази для оптичного скла ЛК-5.

Наведені експериментальні результати та їх критичний аналіз мають наукову та практичну цінність і є одним із кроків, необхідних для упорядкування методичних аспектів випробувань на крайове сколювання, можливості обґрунтованого вибору типу індентора, визначення ступеню впливу такого визначального чинника як масштабний ефект та правомірність використання критерію опору руйнування при локальних навантаженнях інденторами кромок крихких матеріалів, зокрема різних видів силікатного скла.

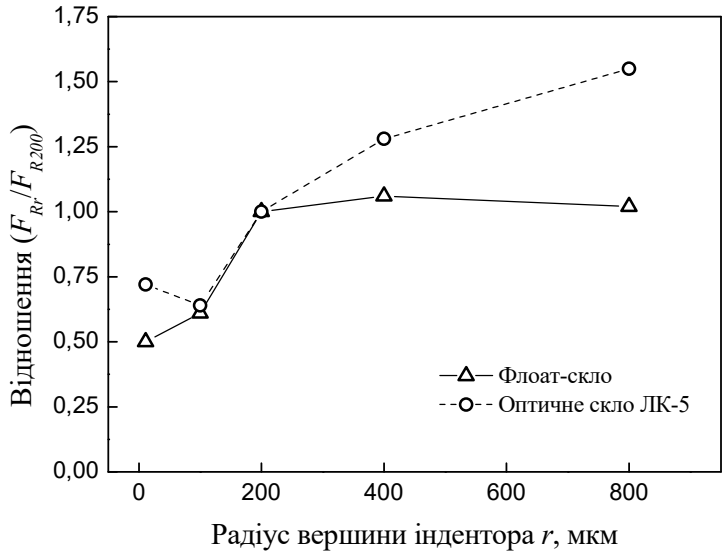


Рис. 2. Діаграма залежності відношення величин опору руйнуванню (F_{Rr}/F_{R200}) від радіуса вершини конічного індентора (*r*), мм

Література

1. CEN/TS 834-9:2010. Advanced Technical Ceramics – Mechanical Properties of Monolithic Ceramics at Room Temperature, Part 9: Method of Test for Edge-Chip Resistance, CEN, Current from 2010-08-15.

2. Xue Z. The Influence of Indenter Tip Radius on the Micro-Indentation Hardness / Z. Xue, Y. Huang, K. C. Hwang, M. Li // Journal of Engineering Materials and Technology. – 2002. – 124. – P. 371 – 379.

3. Li X. Study on Size Effect in Indentation Test / X. Li, W. Zhang, Z. Dong, Z. Wang, D. Li, and J. Zhang // Coatings. – 2022. – 12. – 1962.

4. Гогоци Г. А. Разрушение стекла при краевом скалывании / Г. А. Гогоци, В. И. Галенко, С. П. Мудрик, Б. И. Озерский, В. В. Хворостяный, Т. А. Христевич // Проблемы прочности. – 2007. – № 6. – С. 103 – 112.

5. Gogotsi G. A. Fracture resistance estimation of elastic ceramics in edge flaking: EF baseline / G. A. Gogotsi, V. I. Galenko, S, P. Mudrik, B. I. Ozersky, V. V. Khvorostyany, T. A. Khristevich // Journal of the European Ceramic Society. – 2010. – 30. – P. 1223 – 1228.

Цір Т. Г., Бабюк В. Д., Жидков Є. А., Бєлік В. І.
(ФТІМС НАН України, Київ)

ОТРИМАННЯ ДИФЕРЕНЦІЙОВАНОЇ СТРУКТУРИ У ВИЛИВКАХ З ЗАЕВТЕКТИЧНОГО АЛЮМІНІЄОГО СПЛАВУ

E-mail: tarastsir@gmail.com

В сучасному світі відбувається розвиток техніки, що вимагає нові фізико-механічні вимоги до кінцевого виробу. Заевтектичні сплави системи Al-Si мають чудові характеристики для виготовлення виливків з підвищеними фізико-механічними характеристиками. Одним з факторів, що може впливати на характеристики матеріалів є рівномірне або цілеспрямоване розподілене структурних складових у тілі виробу. Високий вміст кремнію (Si) в алюмінієвих сплавах може призводити до скупченню (сегрегації) останнього в тілі виливка. Це є певною негативною характеристикою але є можливість позитивно використати макросегрегацію кристалів первинного кремнію (КПК). Наприклад, створивши умови під час кристалізації і отримати підвищений вміст кремнію в певній частині виробу, тим самим змінивши твердість, зносостійкість і т.п.

В роботі отримано результат коли з вихідного заевтектичного алюмінієвого сплаву АК25, з урахуванням теплофізичних параметрів процесу, у тілі виливка, отримали дві зони, що відповідають двом різним концентраціям кремнію – *зовнішня* (частина I), концентрації 31 % мас. Si з наявними кристалами первинними кремнію і *внутрішня* (частина II) з 13,5 % мас. Si і повною відсутністю первинних кристалів кремнію.

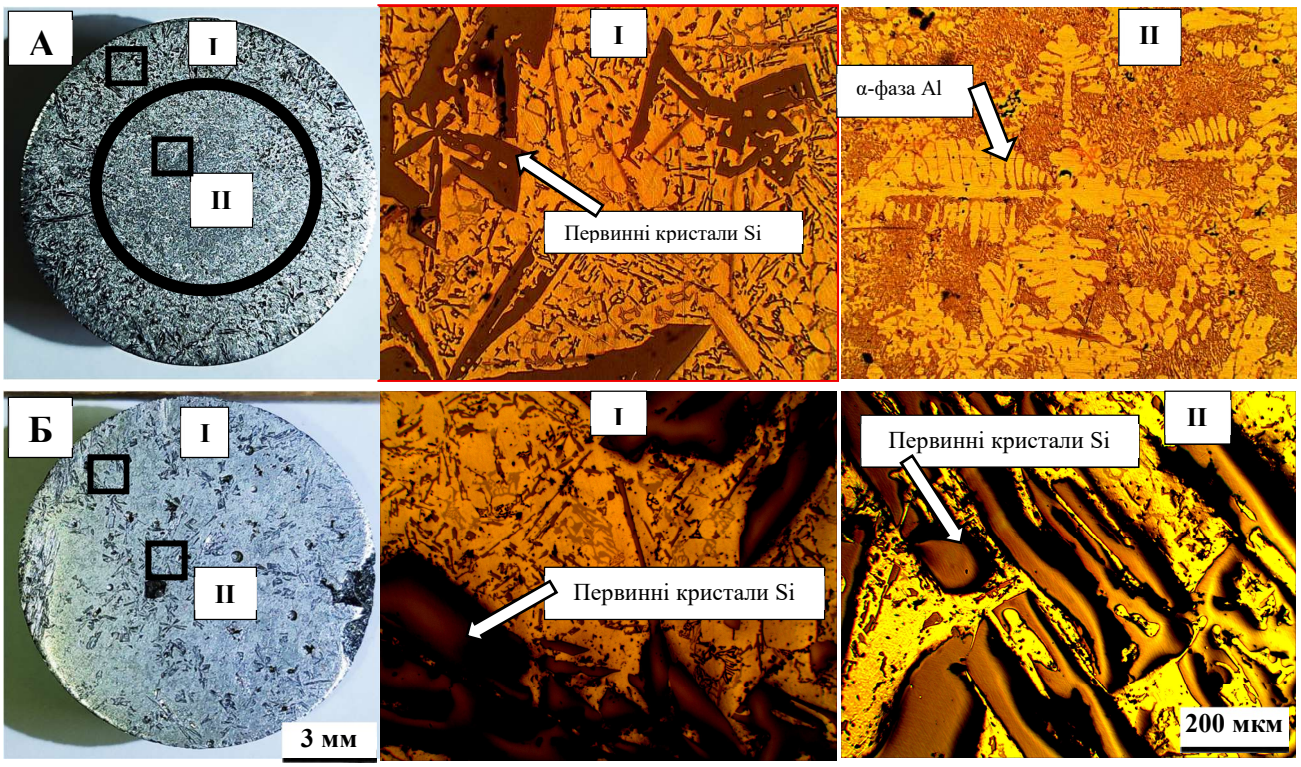
Для досліджень використовували алюмінієвий сплав АК25 (хімічний склад наведений в табл. 1), що виплавлявся в печі опору при температурі 850 °С, в подальшому заливався в тонкостінний кокіль (товщина стінки δ = 0,5 мм). За допомогою аналогово-цифрового перетворювача отримано криві охолодження, за якими розраховували швидкість охолодження сплаву в проміжку часу від температури заливання розплаву до температури ліквідус. Швидкість охолодження для отримання диференційованої структури знаходиться в діапазоні 1,2…1,3 °С/с (рис. 1, А), для випадку коли відсутня диференційована структура 1,4…1,6 °С/с

(рис. 1, Б). Така близькість значень говорить про необхідність більш детального вивчення даного питання.

В табл. 1 наведено хімічний склад вихідного сплаву та зразка без диференційованої структуру (№1 в табл. 1), зразка з диференційованою структурою, в зовнішній частині (I) (№2 в табл. 1) і у внутрішній частині (II) (№3 в табл. 1).

Таблиця 1 – Хімічний склад дослідних зразків.

№ п/п	Хімічні елементи, %									
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	B
1	26,0	1,21	1,44	0,35	1,25	0,1	0,92	0,017	0,02	0,0027
2	**31 ,0**	**1,44**	1,07	**0,5**	1,03	**0,1**	0,73	0,03	0,01	0,0025
3	**13,5**	0,67	**1,24**	0,29	**1,43**	0,003	0,84	0,03	0,01	0,0012



А - зразок з диференційованою структурою; *Б* – зразок без диференційованою структурою

Рис. 1 – Макро- та мікроструктури дослідних зразків зі сплаву АК25

На рис. 1 наведено фотографії макро- та мікроструктури зразка з диференційованою (А) та бездиференційованою структурою (Б). На фотографіях мікроструктур (рис. 1 рядок А) спостерігається чітка різниця – в частині I зразка сплав заевтектичний зі первинним кремнієм розгалуженої форми, а в частині II наявна, як первина, α-фаза алюмінію. Крім перерозподілу концентрації кремнію також відбулася зміна концентрації таких елементів як заліза, марганцю та хрому. Хром повністю знаходиться в багатій на кремній частині зразка, а залізо та марганець частково підвищили свою концентрацію. Концентрація магнію та міді навпаки збільшилася в частині зразка з низької концентрації кремнію.

Виміряна твердість за Брінеллем (НВ) зразка з диференційованою структурою відповідно становила: зовнішньої частини (I) – 104 одиниць, внутрішньої частини (II) – 97 одиниць, а для зразка з недиференційованою структурою – 79 одиниць.

Ймовірно, що механізм отримання такої структури – зародки, що утворилися на стінці форми при заливці потрапили у весь об’єм виливка і в подальшому зберігаються тільки ті зародки, що біля стінки форми і на певній відстані від неї, а ті що потрапили в центральну зону розчиняються під дією тепла ще перегрітого розплаву. Відбувається досягання швидкої об’ємної кристалізації біля стінки форми і відповідно зародки, що вже існують, будуть зростати, коли в той час зародки в центральній зоні можливо ще не утворилися. Під час зростання первинні кристали кремнію, «забирають» кремній з рідини – в результаті концентрація поза межами збагаченої зони стає нижчою від початкового складу сплаву і в даному випадку вміст кремнію знизився до 13,5 мас. %.

Розуміння, як керувати таким процесом, створить можливість для удосконалення властивостей заевтектичних сплавів системи Al-Si і розширить їх застосування промисловості.

Шапошнікова Є. С., Мініцький А. В.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)

ТЕРМОДЕФОРМАЦІЙНЕ ОБРОБЛЕННЯ ПОРОШКОВИХ КАРБІДОСТАЛЕЙ СИСТЕМИ Fe-Ti-C

E-mail: lizashaposhnikova0312@gmail.com

Розвиток основних галузей сучасного машинобудування висуває до конструкційних матеріалів, які використовуються в промисловості, зростаючий рівень вимог, що стосуються високої статичної та динамічної міцності, опору до крихкого руйнування, зносостійкості та корозійної стійкості за різних умов експлуатації. До матеріалів, що можуть поєднати комплекс різних фізико-механічних властивостей, відносяться карбідосталі, що займають проміжне положення між швидкорізальними сталями і твердими сплавами та можуть бути використані для виготовлення різних конструкційних деталей, що піддаються інтенсивному зносу: втулок, підшипників, зубчастих коліс, кулачків, різального інструменту тощо.

В даній роботі було розроблено спосіб термодеформаційної обробки для виготовлення зразків інструментального призначення на основі сумішей порошків Fe–Ti–C. Було проведено одно– та двостадійне пресування зразків з метою підвищення їхньої щільності. Додаткове пресування при тиску 700 МПа дозволило знизити пористість пресовок до ~6 %, що свідчить про високу ущільненість суміші завдяки високому вмісту графіту, що знижує міжчастинкове тертя. Спікання пресовок проводили в не повністю герметичному контейнері за температури 1000-1050 °C з ізотермічною витримкою 1 година. Після спікання спостерігалося незначне збільшення пористості на 2-3 %. Це пов’язано з формуванням карбіду титану (TiC) під час твердофазного синтезу in–situ. Тиск кристалізації TiC спричиняє розширення зразка, що призводить до зростання загальної пористості. Термодеформаційне оброблення пресовок здійснювали за температури 1100 °C шляхом торцевого кування. Особливістю гарячого кування сплавів Fe–Ti–C є екзотермічний характер реакції утворення карбіду титану. Цей процес виділяє значну кількість тепла, що дозволяє підтримувати високу

температуру зразка протягом більш тривалого часу, полегшуючи процес деформації.

Отриманий матеріал характеризується гетерофазною структурою, що дозволяє ефективно розподіляти механічні навантаження. Формування TiC в перехідній зоні TiC–Fe регулюється дифузією вуглецю з подальшим утворенням цементиту. Основна частина ударного та абразивного навантаження локалізується на твердих включеннях Ti–TiC, що забезпечує високу стійкість до зносу. У той же час, пластична сталева матриця діє як ефективний демпфер, поглинаючи та гасячи напруження, що виникають під час тертя.

Дослідження механічних властивостей зразків на стиск показало, що його пластична деформація методом вільного кування значно підвищує міцність, при цьому зберігаючи достатній рівень пластичності. Значне зростання міцності кованих зразків на 65-70 % пов’язане з ефектом деформаційного зміцнення, яке спричиняє значне зростання мікронапружень у зразках, які, як відомо, безпосередньо корелюють з його характеристиками міцності та твердості.

Дослідження впливу термодеформаційного оброблення на систему Fe (86 %)–Ti(10 %)–C(4 %), яка була виготовлена шляхом реакції in situ за не високих температур 1000-1050 °C, показав значні підвищення механічних властивостей карбідосталі. Отримані результати підтверджують доцільність застосування термодеформаційного способу виготовленя порошкових карбідосталей системи Fe–Ti–C, що можуть використовуватися для виготовлення металокерамічних матеріалів інструментального призначення.

Юрченко Ю. В., Сіора О. В., Курило В. А., Соколовський М. В., Гардер Д. А., Лукашенко В. А., Фролов М. О, Бернацький А. В.
(ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, Київ)

РОЗРОБКА ДОПОМІЖНОГО ТЕХНОЛОГІЧНОГО ОСНАЩЕННЯ ТА ВІДПРАЦЮВАННЯ ТЕХНОЛОГІЇ ЛАЗЕРНОГО ЗВАРЮВАННЯ ТОНКОСТІННИХ З'ЄДНАНЬ З КОРОЗІЙНОСТІЙКИХ СТАЛЕЙ

E-mail: yuriyyurchenko14@gmail.com

Лазерне зварювання сьогодні розглядається як один із ключових напрямів розвитку сучасних технологій з'єднання матеріалів. Воно поєднує високу точність та швидкість процесу з мінімальним тепловим впливом на зону зварювання, що забезпечує високу якість зварного з'єднання, мінімальну зону термічного впливу та мінімальні деформації деталей. Завдяки цьому дана технологія отримала широке поширення у високотехнологічних сферах, де до зварних з'єднань висуваються підвищені вимоги щодо міцності, герметичності та довговічності. Серед таких сфер – атомна енергетика, авіабудування, автомобілебудування, космічна галузь, суднобудування та інші напрямки сучасного машинобудування [1].

Особливий інтерес викликає застосування лазерного зварювання при роботі з тонколистовими корозійностійкими сталями, адже такі матеріали широко використовуються у конструкціях, де важливе поєднання малої ваги та високої міцності. Підвищений попит на легкі й водночас надійні вироби зумовлює необхідність забезпечення стабільної якості зварних з'єднань при мінімальних деформаціях і залишкових напруженнях. Це робить дослідження процесів зварювання тонкостінних деталей особливо актуальними для сучасного машинобудування та приладобудування.

Попри очевидні переваги, застосування лазерного зварювання тонкостінних деталей супроводжується низкою специфічних технологічних труднощів. На основі аналізу наукових джерел і практичного досвіду авторів [2] було визначено найбільш характерні проблеми лазерного зварювання тонкостінних деталей, що потребують вирішення:

1. *Стикування зварюваних крайок*. Недостатнє прилягання або наявність зазорів між зварюваними поверхнями може призвести до несплавлення, дефектів зварного з’єднання та зниження його міцності.

2. *Затискання деталей*. Під час затискання зварюваних деталей, велика ймовірність утворення вигину по центру пласкої деталі, через це можливе нестикування зварюваних кромок і утворення несплавлень.

3. *Тепловідведення*. Через малу товщину матеріалу надлишкове тепловкладення може викликати локальні перегріви, прожоги, залишкові напруження та деформації зварної деталі.

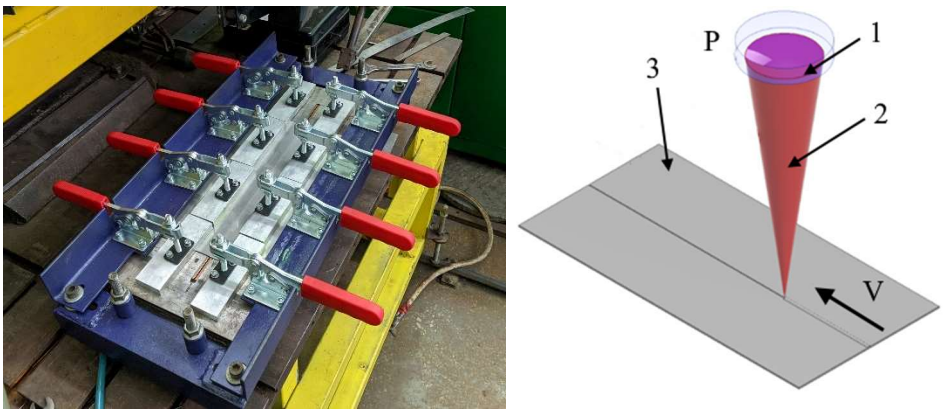
4. *Газовий захист зони зварювання*. Неякісний газовий захист може стати причиною утворення пор, кольорів мінливості та окиснення шва, що негативно впливає на механічні властивості з'єднання.

5. *Складність формування шва на підкладці*. Для повноцінного провару необхідно забезпечити виведення лазерного випромінювання зі зворотного боку зварного з’єднання.

Метою даної роботи є розробка допоміжного технологічного оснащення для лазерного зварювання тонкостінних з’єднань з корозійностійкої сталі та відпрацювання технології їх зварювання.

Для вирішення вище перелічених проблем було розроблено та виготовлено допоміжне технологічне оснащення, що являє собою затискний кондуктор.

Затискний кондуктор являє собою модульну конструкцію та дозволяє зварювати деталі довжиною до 450 мм (рис. 1). Основа в якій виготовлений канал з мідними вставками, для забезпечення газового захисту зворотної сторони зварного з’єднання. Рама на якій закріплюються 8 притискачів з планками, що дозволяють індивідуально відрегулювати силу притискання для кожної зони, що в свою чергу дозволяє забезпечити рівномірне притискання зварюваних крайок на всій довжині зварюваної деталі.



а б

1 – лінза; 2 – лазерний промінь; 3 – зварювана деталь

Рис. 1. Затискний кондуктор (а) для лазерного зварювання, схема зварювання на затискному кондукторі (б)

Для відпрацювання технології лазерного зварювання тонкостінних виробів з корозійностійких сталей був проведений багатофакторний експеримент за реплікою 2^{3-1}. Незалежними змінними обрані: потужність лазерного випромінювання, швидкість зварювання, величину розфокусування лазерного випромінювання. У якості функції відгуку було обрано площу зварного шва. Матеріал, що використовувався для відпрацювання технології було обрано корозійностійку сталь AISI 321 товщиною 1,5 мм в якій виконали провари за таблицею багатофакторного експерименту.

Для вимірювання площі зварних з’єднань було підготовано їх шліфи та досліджено на оптичному мікроскопі МБС-9 з цифровою камерою SIGETA LCMOS14000KPA зі збільшенням ×50. В результаті мікроскопічних досліджень було обрано три оптимальних режими зварювання з однаковою погонною енергією.

Наступним етапом було зварювання на оптимальних режимах стикових зварних з’єднань. В якості матеріалу було обрано корозійностійку сталь AISI 304 товщиною 1,5 мм. Зварювані крайки було підготовано за допомогою фрезерувальних робіт. Зварні з’єднання були атестовані візуальним контролем на наявність дефектів згідно з ДСТУ EN ISO 13919-1:2015. Перевірялися:

несплавлення, непровар, підріз, надмірна випуклість і проплавлення, протікання металу, увігнутість кореня шва, його підріз та бризки металу. За результатами візуального та рентгенографічного контролів перерахованих дефектів не виявлено.

Таким чином розроблено та створено допоміжне технологічне оснащення для лазерного зварювання тонкостінних пласких з корозійностійких сталей. За результатами експериментів встановлено, що створене технологічне оснащення забезпечує отримання якісних бездефектних зварних з'єднань. Крім цього, було відпрацьовано технологію лазерного зварювання тонкостінних з'єднань з корозійностійких сталей та підібрано оптимальні режими зварювання.

Література

1. Б. Є. Патон. Сучасні дослідження та розробки ІЕЗ ім. Є. О. Патона в галузі зварювання та споріднених технологій / Б. Є. Патон // Современная электрометаллургия. – 2018. – 4, №133. – С. 5–18.

2. McNair S. A. M., et al. Manufacturing technologies and joining methods of metallic thin-walled pipes for use in high pressure cooling systems / McNair S. A. M., et al. // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2021. – 118, № 3–4. –P. 667–681.

Ямшинський М. М., Лютий Р. В.
(*КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ*)

ВПРОВАДЖЕННЯ РОЗРОБОК КАФЕДРИ У ПРОМИСЛОВЕ ВИРОБНИЦТВО

E-mail: rvl2005@ukr.net

Протягом 100-річної історії кафедрою ливарного виробництва КПІ ім. Ігоря Сікорського було виконано величезний обсяг наукової роботи. Сьогодні її показниками є індекс Хірша, кількість друкованих аркушів та обсяги фінансування. Якщо ж згадати вчених, якими зараз пишається Київська політехніка, вони не мали великої кількості публікацій, але всесвітньо відомі за свої винаходи та їх суспільне значення. Достатньо навести приклади Є. О. Патона, С. П. Корольова,

І. І. Сікорського та інших, яких кафедра ливарного виробництва увічнила у бронзі на Алеї Слави КПІ.

Впровадження будь-якої розробки у виробництво – процес тривалий і багатофакторний. Від ідеї до її реалізації проходить не один рік, а до реального виробничого застосування – набагато більше. Натомість сучасні «тренери» із стартапів намагаються об’єднати всі галузі наук і переконати, що будь-який проєкт може бути виконано в межах одного року. При цьому не враховується, про який проєкт йдеться: це може бути комп’ютерна програма або реальна технічна розробка. До цього ж, створення технічної розробки має базуватися на запиті підприємств або організацій, що на сьогодні, на жаль, дуже рідкісне явище.

Кафедра ливарного виробництва пишається своїми науковими працівниками та їхніми розробками. Декілька із наших винаходів мають світове визнання. А кожне впровадження технології – це трудовий подвиг, який не може не бути вшанованим.

У цій добірці представлено майже сотню реальних виробничих впроваджень технологій кафедри ливарного виробництва та їх виконавців за матеріалами підтверджених документів (акти впровадження, звіти з наукової роботи, автореферати дисертацій). Вочевидь, тут викладено далеко не все, адже довоєнні документи не збереглися. Проте послідовникам видатних науковців кафедри ливарного виробництва є чим пишатися.

Історію виробничих впроваджень викладено у послідовності: рік – назва розробки – автори (в дужках) – перелік підприємств.

Впровадження 1-3. 1951 р. Модифікування легованих чавунів (О. М. Фірстов): завод ім. І. Лепсе (Київ), завод «Транссигнал» (Київ), Електромеханічний завод (Київ).

Впровадження 4 і 5. 1953 р. Зменшення вмісту розчинених в металі газів пропусканням електричного струму під час плавлення та розливання різних марок сталі (Д. Ф. Чернега): Донецький металургійний завод (м. Донецьк), завод «Запоріжсталь» (м. Запоріжжя).

Впровадження 6. 1956 р. Зменшення вмісту розчинених в металі газів пропусканням електричного струму під час плавлення та розливання різних марок сталі (Д. Ф. Чернега): завод «Більшовик» (Київ).

Впровадження 7-9. 1957 р. Технологія виготовлення біметалевих виливків «алюміній – залізо» (К. І. Ващенко, О. М. Фірстов, В. В. Жижченко): Мотоциклетний завод (Київ), Горківський автозавод (м. Нижній Новгород), Мелітопольський моторний завод (м. Мелітополь).

Впровадження 10-12. 1962 р. Технологія виготовлення біметалевих виливків «алюміній – залізо» (К. І. Ващенко, О. М. Фірстов, В. В. Жижченко): Ірбітський мотоциклетний завод, ВНДІмотопром, НДІавтопром.

Впровадження 13. 1963 р. Заміна комбінованого сталевого колінчастого вала мотоцикла К-750М на литий колінчастий вал (О. М. Фірстов, А. А. Снєжко): Мотоциклетний завод (Київ).

Впровадження 14. 1964 р. Розроблення сталі 30Х21Лц для піддонів печей (Л. І. Ростовцев, М. І. Прилуцький, А. В. Аленкевич, В. К. Ларін): Броварський завод порошкової металургії (м. Бровари).

Впровадження 15. 1965 р. Перша в СРСР комплексно-механізована, а згодом автоматизована лінія для виготовлення стрижнів і форм із наливних самотвердних сумішей (НСС) (С. П. Дорошенко, П. А. Вареник, А. П. Сьомик, О. П. Макаревич, В. П. Авдокушин, В. І. Кривда, В. В. Зацарний, К. Ф. Євлаш, М. М. Пермякова, В. А. Андерсон): завод «Більшовик» (Київ).

Впровадження 16. 1967 р. Технологія сушіння формувальних матеріалів у полі струмів високої частоти (С. П. Дорошенко, А. Ф. Чижський, М. І. Прилуцький, В. М. Єлтишєв): Полоцький механічний завод (Вітебська обл., Білорусь).

Впровадження 17 і 18. 1969 р. Хромоалюмінієва жаростійка сталь для виливків, які працюють в умовах змінних температур до 1200 °С (В. О. Лютий): Придніпровська ТЕС, Старобешівська ТЕС.

Впровадження 19-27. 1969 – 1982 р.р. Розроблення ресурсозаощадних технологій виплавлення сплавів на основі алюмінію і створення обладнання для

контролю вмісту водню в металевих розплавах під час плавлення в умовах виробництва (Д. Ф. Чернега, О. М. Бялік, В. К. Єрмоленко, Д. П. Іванчук, Ю. Я. Готвянський, Г. О. Ремізов, С. Л. Воробйов): авіаційний завод (Київ), завод «Комуніст» (Київ), завод «Гідромаш» (м. Мелітополь), Арматурний завод (м. Кролевець), Шепетівський філіал заводу «Комуніст» (нині завод «Пульсар»), Куйбишевський алюмінієвий (металургійний) завод, Каменськ-Уральський алюмінієвий завод, завод «Волгоцеммаш» (м. Тольятті), а також у Литві.

Впровадження 28-31. 1970 – 1980 р.р. Внутришньоформове сфероїдизувальне модифікування чавуну (Г. І. Кошовник, Л. М. Сиропоршнєв, В. О. Косячков, Л. О. Присміцький) – Ставропольський завод автомобільних кранів, Андіжанський машинобудівний завод, Тверський екскаваторний завод, Івано-Франківський завод «Карпатагромаш».

Впровадження 32-34. 1971 р. Розроблення сталей з підвищеною холодостійкістю, зносостійкістю та тріщиностійкістю (С. Н. Милко, В. С. Піковський, П. О. Зінкович): завод «Волгоцеммаш» (м. Тольятті), ВО «Більшовик» (Київ), завод «Червоний екскаватор» (Київ).

Впровадження 35-44. 1972 р. Технологія приготування і застосування наливних самотвердних сумішей (НСС) (С. П. Дорошенко, А. П. Сьомик, В. П. Авдокушин, О. П. Макаревич, Г. Г. Потапенко, Д. Ф. Мацуєва, В. П. Кушталов): завод «Більшовик» (Київ), завод «Будшляхмаш» (Київ), завод верстатів-автоматів ім. Горького (Київ), завод «Ленінська кузня» (Київ), завод «Центроліт» (м. Суми), машинобудівний завод ім. Фрунзе (м. Суми), екскаваторний завод (м. Воронеж), завод «Робочий металіст» (м. Кострома), завод «Волгоцеммаш» (м. Тольятті), Невський машинобудівний завод (м. Ленінград).

Впровадження 45. 1974 р. Прогнозування фізико-механічних характеристик металу виливків з алюмінієвих сплавів, опираючись на визначення їх фазового складу методом комп’ютерного термічного аналізу в процесі плавлення (А. А. Смульський): завод «Автоцветлит» (м. Мелітополь).

Впровадження 46. 1977 р. Сталь 40Х30ЮТЛц для заміни корундових капселів під час процесу виробництва губчастого заліза (Г. Є. Федоров): Сулинський металургійний завод.

Впровадження 47-60. 1977 р. Теорія та практика литва з використанням пластичних і рідкорухомих самотвердних сумішей з рідким склом, технічним лігносульфонатом та синтетичними високополімерними смолами (С. П. Дорошенко, А. П. Сьомик, В. П. Авдокушин, О. П. Макаревич, Г. Г. Потапенко, В. М. Дробязко, В. І. Кривда, В. В. Зацарний, Д. Ф. Мацуєва, В. П. Кушталов, В. В. Артемьєв, А. С. Кочешков, О. І. Шейко): завод «Арсенал» (Київ), завод «Будшляхмаш» (Київ), завод «Продмаш» (Київ), ВО «Тяжпресмаш» (м. Рязань), завод «Центроліт» (м. Рязань), Ковровський екскаваторний завод, ВО «Салаватнефтеоргсинтез», Котласький ЦПК, Бежицький сталеливарний завод, металургійний завод ім. Войкова (м. Керч), ВО «Гідропрес» (м. Нижній Тагіл), Котельно-радіаторний завод (м. Нижній Тагіл), ВО «Беленергомаш» (Білорусь), Муромський машинобудівний завод.

Впровадження 61 і 62. 1978 р. Сфероїдизувальне модифікування чавуну в ливарній формі (В. О. Косячков): ВО «Більшовик» (Київ), судомеханічний завод № 37 (Київ).

Впровадження 63-66. 1978 – 1998 р.р. Промислове виробництво деталей із жаростійких і зносостійких сплавів (В. О. Лютий, А. В. Аленкевич, Г. Є. Федоров, Є. О. Платонов, А. Ю. Кузьменко): центральний ремонтно-механічний завод електроенергетичної системи «Донбасенерго» (м. Донецьк), Придніпровський ремонтно-механічний завод електроенергетичної системи «Дніпроенерго» (м. Дніпро), Теміртауський ливарно-механічний завод Главенергоремонту СРСР (Казахстан), Білоозерський електромеханічний завод Міненерго СРСР (Білорусь).

Впровадження 67-70. 1981 р. Модифікування рідкоземельними металами алюмінієво-кремнієвих сплавів (В. А. Гнатуш): завод «Гідромаш» (м. Мелітополь), Машинобудівний завод (м. Харцизськ), завод протипожежного обладнання (м. Лівни), завод протипожежної техніки (м. Прилуки).

Впровадження 71. 1982 р. Прогнозування фізико-механічних характеристик металу виливків з алюмінієвих сплавів, опираючись на визначення їх фазового складу методом комп'ютерного термічного аналізу в процесі плавлення (А. А. Смульський): ВО «АвтоВАЗ» (м. Тольятті).

Впровадження 72. 1987 р. Технологія лиття алюмінієвих сплавів за моделями, що газифікуються (В. А. Гнатуш, І. О. Міхневич): НВО «КАМЕТ» (Київ).

Впровадження 73-82. 1978 – 1998 р.р. Деталі з нових жаростійких і зносостійких сталей і сплавів (В. О. Лютий, А. В. Аленкевич, Г. Є. Федоров, Є. О. Платонов, А. Ю. Кузьменко): Луганська ТЕС, Старобешівська ТЕС, Криворізька ТЕС, Курахівська ТЕС, Трипільська ТЕС, Слов'янська ТЕС, Зміївська ТЕС, Молдавська ТЕС, Естонська ТЕС, Карагандинська ТЕС.

Впровадження 83 і 84. 2005 р. Ливарні жаростійкі сталі для виробів, які працюють в агресивних середовищах за температур до 1250 ºС (Г. Є. Федоров, М. М. Ямшинський, Є. О. Платонов, А. Ю. Кузьменко): СО «Електроремонт» системи «Донбасенерго» (м. Донецьк), Трипільська ТЕС.

Впровадження 85 і 86. 2005 р. Технологічні умови контролю властивостей бентоніту активованого комплексного та його застосування у складі формувальних сумішей (М. М. Федоров): ВАТ «Завод обважнювачів» (м. Краматорськ), КП «Київтрактородеталь» (Київ).

Впровадження 87. 2006 р. Формувальні суміші для виготовлення керамічних оболонкових форм за моделями, що витоплюють (А. С. Кочешков, Р. В. Лютий): Вишнівський ливарно-ковальський завод (Київ).

Впровадження 88-91. 2006 – 2016 р.р. Технології виготовлення двошарових та біметалевих виливків (В. О. Косячков, М. А. Фесенко, К. В. Фесенко): СО «Електроремонт» системи «Донбасенерго» (м. Донецьк), «Ясинуватський машинобудівний завод», ТОВ «Лінгвей» (м. Краматорськ), Старокраматорський машинобудівний завод (м. Краматорськ).

Впровадження 92 і 93. 2014 р. Хромомарганцеві зносостійкі чавуни для роботи в умовах гідроабразивного зношування (М. М. Ямшинський, Г. Є. Федоров,

Є. О. Платонов, К. С. Радченко): СО «Електроремонт» системи «Донбасенерго» (м. Донецьк), Трипільська ТЕС.

На завершення слід зазначити, що в Україні налічується дуже мало кафедр та навіть цілих наукових інститутів, які мають настільки високу ефективність практичної реалізації своїх ідей.

Переважна більшість впроваджень датується 50-80 р.р. XX ст. і дуже мала кількість – XXI ст. Негатив у тому, що сучасне виробництво не зацікавлене у науково-технічних розробках, відсутні запити від підприємств, співпраця між університетами та виробництвом обмежується працевлаштуванням випускників, на кафедрах практично відсутні наукові співробітники.

На кафедрі ливарного виробництва сьогодні є дуже актуальні розробки: сплави для теплоенергетики, лиття деталей з диференційованою структурою і властивостями, екологічні формувальні матеріали та суміші. Є всі передумови працювати над дослідженнями високоентропійних сплавів, рідкоземельних металів, удосконаленням спеціальних та особливих способів лиття. Тому щиро віримо в те, що найближчим часом наукова складова діяльності кафедри знову знайде своє відображення у практичній площині.

Яцків Д. О.
(ВНТУ, м. Вінниця)

ПРОГРАМНЕ ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ ДЛЯ УПРАВЛІННЯ РОБОЧИМИ ОРГАНАМИ МАШИН У ГАЛУЗІ ПОВОДЖЕННЯ З ТПВ

E-mail: yatskiv.dn1@gmail.com

У сучасному світі проблема ефективного управління відходами набуває особливої гостроти та актуальності, що зумовлено постійним зростанням обсягів виробництва, інтенсивним розвитком промисловості, урбанізацією та підвищенням рівня споживання. У результаті цих процесів формується значна кількість твердих побутових відходів, які потребують належного збору, транспортування, переробки та утилізації. Відсутність ефективних механізмів поводження з відходами призводить до перевантаження полігонів, погіршення санітарно-гігієнічних умов у населених

пунктах, збільшення рівня забруднення ґрунтів, підземних і поверхневих вод, а також до викидів парникових газів у атмосферу. Накопичення відходів є не лише екологічною, а й соціально-економічною проблемою, адже воно безпосередньо впливає на якість життя населення та потребує значних фінансових витрат на ліквідацію негативних наслідків. У цих умовах постає необхідність комплексного підходу до управління та обробки відходів, що включає запровадження сучасних технологій сортування, переробки та вторинного використання ресурсів. Такий підхід спрямований не лише на зменшення обсягів захоронення сміття, але й на створення умов для екологічної безпеки, збереження навколишнього природного середовища та раціонального використання природних ресурсів.

Один із ключових компонентів цього комплексного підходу – використання спеціалізованого програмного забезпечення для керування виконавчими органами машин, що призначені для обробки твердих побутових відходів. Це програмне забезпечення відіграє важливу роль у покращенні ефективності процесу обробки відходів та оптимізації роботи виконавчих механізмів [1-3]. Для оптимізації можна використати такі комп'ютерні програми: «RegAnaliz» [4] для побудови однофакторних залежностей і «PlanExp» [5] – для багатофакторних.

Розроблені спеціалізовані програмні рішення надають можливість автоматизувати та оптимізувати ряд процесів управління, таких як маршрутизація транспорту для збору відходів [6-10], контроль над запасами та складуванням відходів, планування обслуговування техніки, відслідковування руху відходів з моменту їхнього збору до обробки [11-15]. Застосування такого програмного забезпечення дозволяє оптимізувати використання ресурсів, зменшувати час та витрати на управління відходами, забезпечувати точність та надійність процесів обробки відходів, а також знижувати негативний вплив на навколишнє середовище шляхом мінімізації викидів та оптимізації ресурсного використання. Загалом, використання спеціалізованого програмного забезпечення для керування виконавчими органами машин, що обробляють тверді побутові відходи [16-19], є ключовим елементом сучасних стратегій управління відходами, спрямованих на покращення ефективності та екологічної сталості цих процесів [20, 21].

Тверді побутові відходи – відходи, що утворюються в процесі життя і діяльності людини в житлових та нежитлових будинках (крім відходів, пов'язаних з виробничою діяльністю підприємств) і не використовуються за місцем їх накопичення [22-24]. Програмне забезпечення для керування виконавчими органами машин з гідравлічним приводом [25-29]. для поводження з твердими побутовими відходами є важливим інструментом у сучасних стратегіях управління відходами. Зі зростанням обсягів виробництва та споживання товарів у сучасному світі, проблема обробки та утилізації відходів стає надзвичайно актуальною, і ефективне управління відходами стає ключовим завданням для забезпечення екологічної сталості та збереження ресурсів. Спеціалізовані програмні рішення для управління виконавчими органами машин, що призначені для обробки твердих побутових відходів, надають широкий спектр можливостей для оптимізації та автоматизації різних етапів процесу управління відходами. Це програмне забезпечення дозволяє точно відслідковувати рух відходів з моменту їхнього збору до обробки, що дозволяє забезпечити ефективне планування оптимальних маршрутів транспорту для збору відходів та зменшити час перевезення. Крім того, воно дозволяє контролювати запаси та складування відходів, що сприяє раціональному використанню простору та підтримує ефективну організацію процесів складування. Одним з важливих аспектів програмного забезпечення є можливість ефективного обслуговування техніки, що використовується для обробки відходів. Це дозволяє забезпечити своєчасну та професійну технічну підтримку машин та устаткування, що зменшує ризики виникнення аварій та збільшує тривалість їх експлуатації [30, 31]. Застосування програмного забезпечення для керування виконавчими органами машин для поводження з твердими побутовими відходами дозволяє значно зменшити час та витрати на управління відходами, оптимізувати використання ресурсів та мінімізувати негативний вплив на довкілля шляхом зниження викидів та оптимізації ресурсного використання.

Програмне забезпечення, призначене для керування виконавчими органами машин у сфері поводження з твердими побутовими відходами, виступає незамінним інструментом для підвищення ефективності роботи комунальних

систем та досягнення екологічної сталості. Його впровадження дозволяє здійснювати автоматизоване регулювання технологічних процесів, забезпечуючи оптимальний рівень збору, транспортування, сортування, обробки та утилізації відходів. У результаті програмне забезпечення перетворюється на важливий елемент екологічно орієнтованої стратегії поводження з відходами, сприяючи формуванню сталих міських екосистем та відповідаючи сучасним вимогам світового співтовариства [32].

Програмне забезпечення відіграє ключову роль у сучасних стратегіях управління відходами, надаючи широкий спектр можливостей для оптимізації та автоматизації різних аспектів управління відходами. Воно дозволяє ефективно відслідковувати рух відходів від їхнього збору до обробки. Це дозволяє забезпечити точне планування оптимальних маршрутів транспорту для збору відходів та зменшити час та витрати на перевезення. Програмне забезпечення допомагає контролювати запаси та складування відходів. Це дозволяє забезпечити раціональне використання простору та ефективну організацію процесів складування, що в свою чергу сприяє оптимізації управління відходами. Також воно забезпечує ефективне обслуговування техніки, яка використовується для обробки відходів. Це включає в себе регулярне планування технічного обслуговування та вчасне виявлення несправностей, що дозволяє збільшити тривалість експлуатації машин та устаткування [33].

Загалом, програмне забезпечення відіграє важливу роль у покращенні ефективності та ефективності управління відходами. Воно дозволяє зменшити час та витрати на управління відходами, забезпечує точність та надійність процесів обробки відходів, а також сприяє збереженню ресурсів та мінімізації негативного впливу на довкілля [34].

Специфіка використання програмного забезпечення для керування виконавчими органами машин у поводженні з твердими побутовими відходами полягає в його різноманітних функціях та можливостях, спрямованих на оптимізацію та автоматизацію процесів управління відходами. Програмне забезпечення дозволяє точно відслідковувати рух відходів від моменту їхнього

збору до обробки. Це включає в себе планування оптимальних маршрутів транспорту для збору відходів, що дозволяє зменшити час та витрати на перевезення. Крім того, воно контролює запаси та складування відходів, що сприяє раціональному використанню простору та ефективній організації процесів складування. Це дозволяє забезпечити оптимізацію управління відходами та збереження ресурсів. Також програмне забезпечення забезпечує ефективне обслуговування техніки, що використовується для обробки відходів. Воно дозволяє планувати та виконувати регулярне технічне обслуговування, а також вчасно виявляти та виправляти несправності, що забезпечує надійність та продуктивність обладнання. Загалом, програмне забезпечення для керування виконавчими органами машин [35-37] у поводженні з твердими побутовими відходами є необхідним інструментом для забезпечення ефективності та екологічної сталості процесів управління відходами [38].

Проблема управління цими відходами стає все більш актуальною і потребує комплексного підходу для ефективного вирішення. Зі зростанням населення, розвитком промисловості та вищим рівнем споживання, кількість твердих побутових відходів значно збільшується. Це ставить під загрозу екологічну безпеку та природні ресурси. Недостатня увага до управління відходами призводить до накопичення великих кількостей сміття на сміттєзвалищах, що негативно впливає на довкілля та здоров'я людей [39-47]. Відходи потребують адекватної утилізації та переробки для зменшення негативного впливу на довкілля. Однак, існуючі системи утилізації та переробки часто недостатньо ефективні та не охоплюють усіх видів відходів. Брак координації між управлінськими структурами, недостатнє фінансування та обмежені технологічні можливості ускладнюють процес управління відходами. Це вимагає розробки та впровадження нових стратегій та технологій для ефективного управління твердими побутовими відходами. Проблема управління твердими побутовими відходами є серйозною та потребує комплексного підходу для вирішення. Розробка та впровадження нових програмних засобів, технологічних інновацій та стратегій управління може

сприяти покращенню ситуації та забезпечити стале та ефективне використання ресурсів та збереження довкілля для майбутніх поколінь [48, 49].

Таким чином, програмне забезпечення для керування виконавчими органами машин у сфері поводження з твердими побутовими відходами відіграє ключову роль у сучасних умовах зростання обсягів сміття та необхідності пошуку ефективних рішень для його утилізації. Використання таких інформаційних систем дозволяє не лише автоматизувати процеси збору, транспортування, сортування та переробки відходів, але й оптимізувати їх за рахунок зменшення витрат часу, енергії та матеріальних ресурсів. Це забезпечує більш раціональне використання техніки, продовжує її експлуатаційний ресурс та підвищує продуктивність роботи комунальних підприємств. Крім того, сучасне програмне забезпечення відкриває широкі можливості для моніторингу та аналізу ефективності функціонування систем управління відходами. Завдяки використанню вбудованих алгоритмів обробки даних стає можливим прогнозування навантажень, оптимізація логістики маршрутів сміттєвозів, а також зменшення викидів шкідливих речовин у довкілля. Отже, програмні комплекси стають важливим інструментом у досягненні цілей сталого розвитку, сприяють формуванню екологічно безпечного середовища проживання та створюють передумови для впровадження принципів «розумного міста». Таким чином, застосування таких технологій є необхідною умовою переходу до сучасних моделей управління твердими побутовими відходами, що базуються на інноваціях, екологічній відповідальності та підвищенні рівня якості життя населення.

Література

1. Шевчук В.Я., Саталкін Ю.М., Білявський Г.О. Екологічне управління: підручник. К.: Либідь, 2004. 432 с.

2. Бондарь О.І. Екологічна безпека та охорона навколишнього середовища: підручник. К.: Вид-во ПП «ЕКМО»; Х.: ТОВ «Укртехнологія», 2004. 423 с.

3. Горлицький Б.О. Небезпечні відходи // Екологічний вісник. 2002. № 3-4. С. 6-8.

4. Березюк О.В. Комп'ютерна програма «Регресійний аналіз» («RegAnaliz») // Свідоцтво про реєстрацію авторського права на твір № 49486. К.: Державна служба інтелектуальної власності України. Дата реєстрації: 03.06.2013.

5. Березюк О.В. Комп'ютерна програма «Планування експерименту» («PlanExp») // Свідоцтво про реєстрацію авторського права на твір № 46876. К.: Державна служба інтелектуальної власності України. Дата реєстрації: 21.12.2012.

6. Березюк О.В., Лемешев М.С., Королевська С.В. Математичне моделювання прогнозування обсягів продукування будівельних відходів в різних країнах світу // Вісник ВПІ. 2021. № 3. С. 41-46.

7. Kornylo I., Gnyp O. Scientific foundations in research in Engineering. Primedia eLaunch, 2022. 709 p.

8. Ковальський В.П., Сідлак О.С. Методи активації золи винесення ТЕС // Вісник Сумського національного аграрного університету. 2014. № 10. С. 47-49.

9. Kazachiner O. Theoretical foundations of pedagogy and education / O. Kazachiner, Y. Boychuk, A. Halii. International Science Group, 2022. 602 p.

10. Синюк О. М. Наукові основи проектування обладнання для переробки полімерних відходів у вироби легкої промисловості: дис. … докт. техн. наук: 05.05.10. Хмельницький, 2018. 485 с.

11. Kazachiner O., Boychuk Y. Theoretical and scientific foundations of pedagogy and education. International Science Group, 2022. 476 p.

12. Azarenkov V. et al. Modern teaching methods in pedagogy and philology. Primedia eLaunch, 2023. 580 p.

13. Boiko T. et al. Theoretical foundations of engineering. Tasks and problems. International Science Group, 2021. Vol. 3. 485 p.

14. Савицький М. та ін. Педагогічні студії з підготовки будівельно-архітектурних фахівців: дидактичний та виховний аспекти. Дніпро: ПДАБА, 2022. 483 с.

15. Hladyshev D., Hnat H. Prospective directions of scientific research in engineering and agriculture. International Science Group, 2023. 464 p.

16. Березюк О.В. Науково-технічні основи проектування приводів робочих органів машин для збирання та первинної переробки твердих побутових відходів: автореф. дис. д-ра техн. наук. Хмельницький, 2021. 46 с.

17. Попович В.В., Придатко О.В., Сичевський М.І., Попович Н.П., Панасюк М.А. Ефективність експлуатації сміттєвозів у середовищі «місто–сміттєзвалище» // Науковий вісник НЛТУ України. 2017. Т. 27. № 10. С. 111-116.

18. Березюк О.В. Розробка та дослідження нової структури екологічної машини для очистки населених пунктів від твердих відходів // Сучасні технології, матеріали і конструкції у будівництві. 2008. № 1. С. 92-98.

19. Березюк О.В. Математичне моделювання динаміки гідроприводу робочих органів завантаження твердих побутових відходів у сміттєвози // Вісник Вінницького політехнічного інституту. 2009. № 4. С. 81-86.

20. Гайченко В.А. Екологічний менеджмент. К.: МАУП, 2006. 266 с.

21. Кравчук Г.І., Кравчук О.О., Мудрак Г.В., Кушнір С.Л. Методика екологічних досліджень: Фітоценотичні та созологічні підходи: навчально-методичний посібник. Вінниця: ВНАУ, 2013. 129 с.

22. Сагдєєва О.А., Крусір Г.В., Цикало А.Л. Дослідження впливу температурного режиму на перебіг процесів компостування органічного компоненту твердих муніципальних відходів // Науковий вісник Львівського національного університету ветеринарної медицини та біотехнологій імені СЗ Ґжицького. Серія: Харчові технології. 2018. № 20 (85). С. 155-161.

23. Березюк О.В. Дослідження динаміки гідроприводу вивантаження твердих побутових відходів із сміттєвозів // Машинознавство. 2008. № 10 (136). – С. 25-28.

24. Березюк О.В. Дослідження динаміки гідроприводу робочих органів завантаження твердих побутових відходів у сміттєвози // Вісник Одеської державної академії будівництва та архітектури. 2009. № 33. С. 403-406.

25. Піонткевич О.В. Математична модель гідроприводу фронтального навантажувача з гальмівним клапаном // Вісник машинобудування та транспорту, 2015. № 2. С. 83-90.

26. Kozlov L., Polishchuk L., Piontkevych O. et al. Optimization of Design Parameters of a Counterbalance Valve for a Hydraulic Drive Invariant to Reversal Loads // Mechatronic Systems. Vol. 1. Routledge, London, 2021. P. 137-148.

27. Kozlov L., Burennikov Yu., Piontkevych O., Paslavska O. Optimization of design parameters of the counterbalance valve for the front-end loader hydraulic drive // Proceedings of 22nd International Scientific Conference «MECHANIKA 2017». Kaunas University of Technology, Lithuania, 19 May 2017. P. 195-200.

28. Polishchuk L., Khmara O., Piontkevych O. Dynamics of the conveyor speed stabilization system at variable loads // Informatyka, Automatyka, Pomiary W Gospodarce i Ochronie Środowiska. 2022. Vol. 12, No. 2. P. 60-63.

29. Petrov O., Kozlov L., Lozinskiy D., Piontkevych O. Improvement of the hydraulic units design based on CFD modeling // Lecture Notes in Mechanical Engineering XXII. 2019. P. 653-660.

30. Мудрак О.В. Екологічні проблеми і тверді побутові // Наукові записки ВДПУ ім. М. Коцюбинського. Серія: Географія. Вінниця, 2003. Вип. 5. С. 89-95.

31. Мороз О.В., Свентух А.О. та ін. Еколого-економічні проблеми утилізації твердих побутових відходів // Вісник ВПІ. 2004. № 3. С. 27-33.

32. Мудрак О.В. Екологія. Навчальний посібник для студентів ВНЗ. Вінниця: ВАТ «Міська друкарня». 2011. 520 с.

33. Мудрак О.В., Андрусяк Д.В. Стратегія поводження з твердими побутовими відходами сільських громад НПП «Подільські Товтри» // Екологічна безпека та збалансоване природокористування в агропромисловому виробництві: Матер. Міжнар. наук.-практ. конф. К.: ДІА, 2019. С. 182-184.

34. Спірін А.В., Твердохліб І.В., Борисюк Д.В., Омельянов О.М. Охорона праці в галузі: практикум. Вінниця: РВВ ВНАУ, 2015. 127 с.

35. Березюк О.В. Комп'ютерна програма «Керуюча програма високоточного ультразвукового далекоміра для визначення відстані між сміттєвозом і контейнером» // Свідоцтво про реєстрацію авторського права на твір № 100462. К.: Міністерство економічного розвитку і торгівлі України. Дата реєстрації: 10.11.2020.

36. Березюк О.В. Комп’ютерна програма «Керуюча програма вологоміра твердих побутових відходів на базі мікроконтролерної плати Arduino Uno R3» // Свідоцтво про реєстрацію авторського права на твір № 85655. К.: Міністерство економічного розвитку і торгівлі України. Дата реєстрації: 12.02.2019.

37. Березюк О.В. Комп’ютерна програма «Керуюча програма вимірювача параметрів обертального руху шнека для зневоднення твердих побутових відходів у сміттєвозі на базі мікроконтролерної плати Arduino Uno R3» // Свідоцтво про реєстрацію авторського права на твір № 93685. К.: Міністерство економічного розвитку і торгівлі України. Дата реєстрації: 05.11.2019.

38. Разанов С.Ф., Вітер Н.Г., Ткачук О.П. Екологічна та техногенна безпека: навчальний посібник. Вінниця: ВНАУ, 2013. 125 с.

39. Шевчук Т.І., Шкарупа В.М., Хлєстова С.С. Антропогенна зміна довкілля як фактор поширення паразитарних захворювань людини // Довкілля і здоров'я: Матер. наук.-практ. конф., 27-28 квіт. 2017 р. Тернопіль, 2017. С. 220-222.

40. Kazachiner O., Boychuk Y. Theoretical and scientific foundations of pedagogy and education. International Science Group, 2022. 476 p.

41. Чорна В.В., Хлєстова С.С., Гуменюк Н.І. Показники захворюваності і поширеності та сучасні погляди на профілактику хвороб // Вісник Вінницького національного медичного університету. 2020. Т. 24, №1. С. 158-164.

42. Azarenkov V. et al. Modern teaching methods in pedagogy and philology. Primedia eLaunch, 2023. 580 p.

43. Гудзевич Л.С. Показники зовнішнього дихання у здорових міських підлітків з різним соматотипом // Вісник морфології. 2003. № 9(1). С. 135-138.

44. Горбатюк С.М. та ін. Лігногумат натрію як модифікатор мутагенних ефектів мітоміцину С // Ліки людині. Сучасні проблеми фармакотерапії і призначення лікарських засобів: Матеріали І Міжнар. наук.-практ. конф., 30-31 бер. 2017. Харків: НФУ, 2017. Т. 2. С. 97.

45. Khrebtii H. et al. Innovative ways of improving medicine, psychology and biology. Primedia eLaunch, 2023. 305 p.

46. Alieva M. et al. Conceptual options for the development and improvement of medical science and psychology. International Science Group, 2023. 117 p.

47. Піскун Р.П., Горбатюк С.М. Ультраструктура кори головного мозку при експериментальній дисліпопротеїдемії та її фармакокорекції // Biomedical and biosocial anthropology. 2007. № 9. С. 274-275.

48. Мельник Л.Г. Основи екології. Екологічна економіка та управління природокористуванням: підручник. Суми: ВТД «Університетська книга», 2005. 759 с.

49. Кравчук Г.І., Поліщук І.Б. Проблеми переробки органічних відходів дощовими черв'яками роду Esenia та їх еколого-біологічні особливості // Сучасні екологічні проблеми України: Збірник наукових праць V наукової конференції. Вінниця: РВВ ВНАУ: ТОВ «Планер», 2010. С. 31-34.