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

XVI Міжнародна науково-технічна
конференція

«Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2024»

Металургія в КПІ:
80 років досягнень,
викликів та інновацій

Україна, Київ

2024

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ

НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ УКРАЇНИ
„КИЇВСЬКИЙ ПОЛІТЕХНІЧНИЙ ІНСТИТУТ ІМЕНІ ІГОРЯ СІКОРСЬКОГО”

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



XVI Міжнародна науково-технічна
конференція

«Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2024»

Металургія в КПІ:
80 років досягнень,
викликів та інновацій

Україна, Київ

2024

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.

XVI Міжнародна науково-технічна конференція Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2024: матеріали науково-технічної конференції, 25…26 квітня 2024 р., Київ / загальна редакція Р. В. Лютий. – Київ: КПІ ім. Ігоря Сікорського, 2024. – 413 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, 2024

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

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., доцент, кафедра ЛВ, КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ

Доній О.М., д.т.н., доцент, 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

Кочешков А.С. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)
ХРОНОЛОГІЯ ПІДГОТОВКИ МЕТАЛУРГІВ У НТУУ «КПІ ІМЕНІ ІГОРЯ СІКОРСЬКОГО»..... 12

Borisov A.G. (FTIMS of the NAS of Ukraine, Kyiv)
NON-DENDRITIC CRYSTALLIZATION OF METALS – POSSIBLE CAUSES..... 18

Mogylatenko V.G.[1], Shapovalov V.O.[2], Liutyi R.V.[1], Kozin R.V.[2] ([1]Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute; [2]E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, Kyiv)
DISSOLUTION OF NITROGEN IN AUSTENITE STEEL 10Cr14NMn15..... 23

Petryk Ivan, Popovych Vasyl, Kucher Serhiy (IFNTUOG, Ivano-Frankivsk)
THE EFFECT OF CARBIDES ON THE INTERACTION OF HYDROGEN WITH Fe-Ti-C ALLOYS..... 27

Smetankina N.[1], Misiura Ie.[2], Misiura S.[1, 3] ([1] Pidgornyi Institute of Mechanical Engineering Problems of NAS of Ukraine, [2] S. Kuznets KhNUE, [3] NTU "KhPI", Kharkiv)
SOLUTION OF THE PROBLEM OF STATIONARY HEAT CONDUCTION FOR A LAYERED PLATE..... 28

Sovysko Artemii (International School of Brno, Czech Republic)
APPLICATION OF COMPLEX NUMBERS IN ENGINEERING CALCULATIONS..... 30

Velychkovych Andrii, Andrusyak Andriy, Petryk Ivan (IFNTUOG, Ivano-Frankivsk)
THE METHOD FOR DETERMINING THE REACTION IN THE ADJUSTABLE SUPPORT OF AN OVERPASS OIL PIPELINE..... 35

Yamshinska Nataliia, Kutsenok Neonila, Meleshko Inna (Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute, Kyiv)
MODERN TECHNOLOGY IS TRANSFORMING LANGUAGE LEARNING AND COMMUNICATION..... 38

Афтанділянц Є.Г. (НУБіП, Київ)
ВПЛИВ СТРУКТУРИ ТА ТЕМПЕРАТУРИ ГАРТУВАННЯ НА МІЦНІСТЬ СТАЛІ НА ЗГИН..... 44

Афтанділянц Є.Г. (НУБіП, Київ)
ВПЛИВ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ НА ВИДІЛЕННЯ ТА РОЗЧИНЕННЯ КАРБІДІВ В ЗАЕВТЕКТОЇДНИХ СТАЛЯХ..... 47

Афтанділянц Є.Г. (НУБіП, Київ)
МОДЕЛЮВАННЯ ВПЛИВУ СТРУКТУРИ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ КОНСТРУКЦІЙНОЇ СТАЛІ..... 51

Бажміна Е.А. (НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя)
МЕТОДИКА ПОБУДОВИ КРЕСЛЕНИКА СИМЕТРИЧНОЇ ДЕТАЛІ ЗА АКСОНОМЕТРИЧНИМ ЗОБРАЖЕННЯМ..... 53

Бельмас І.В., Танцура Г.І., Білоус О.І., Сухомлин В.І., Швачка А.В. (Дніпровський державний технічний університет, м. Дніпро)
РОЛЬ ПИТОМОГО ЕЛЕКТРИЧНОГО ОПОРУ У ВИЗНАЧЕННІ ФІЗИКО-МЕХАНІЧНИХ ХАРАКТЕРИСТИК ГУМОТРОСОВИХ КАНАТІВ ДЛЯ ДОВГОТРИВАЛОЇ ЕКСПЛУАТАЦІЇ..... 59

Берчук Д.М., Ясинський О.О., Ясинська О.О. (ФТІМС НАН України, Київ)
ЕФЕКТИВНІСТЬ ВНУТРІШНЬОФОРМОВОГО ГРАФІТИЗУВАЛЬ-НОГО МОДИФІКУВАННЯ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ..... 62

Бєлік В.І., Пригунова А.Г., Шейгам В.Ю., Бабюк В.Д., Житков Є.А. (ФТІМС НАН України, Київ)
ПІДВИЩЕННЯ ТРІЩИНОСТІЙКОСТІ СПЛАВУ АМ4,5Кд (ВАЛ10) ФІЗИКО-ХІМІЧНИМИ ВПЛИВАМИ НА РОЗПЛАВ..... 63

Бродовий О.В., Дорошенко В.С. (ФТІМС НАН України, Київ)
ТЕСТУВАННЯ 3D-ПРИНТЕРА ДЛЯ ДРУКУ ЛИВАРНИХ МОДЕЛЕЙ ЗІ СПРЯМОВАНОЮ ПОРИСТІСТЮ *69*

Бубликов В.Б., Бачинський Ю.Д., Нестерук О.П., Овсянников В.О., Моісеєва Н.П., Медвідь С.М. (ФТІМС НАН України, Київ)
ОТРИМАННЯ ВИЛИВКІВ З ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ ІЗ ЗАСТОСУВАННЯМ ВНУТРІШНЬОФОРМОВОГО МОДИФІКУВАННЯ РОЗПЛАВУ *72*

Бубликов В.Б., Бачинський Ю.Д., Нестерук О.П., Овсянников В.О. (ФТІМС НАН України, Київ)
ОДЕРЖАННЯ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ З ПІДВИЩЕНИМИ ТЕХНОЛОГІЧНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ *74*

Бубликов В.Б., Бачинський Ю.Д., Нестерук О.П., Медвідь С.М., Логунов С.С. (ФТІМС НАН України, Київ)
ВПЛИВ ПЕРЕДМОДИФІКУВАЛЬНОГО ОБРОБЛЕННЯ РОЗПЛАВУ І ШВИДКОСТІ ОХОЛОДЖЕННЯ НА СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ТОНКОСТІННИХ ВИЛИВКІВ З ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ *77*

Ващук В.В., Троснікова І.Ю. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)
ВПЛИВ ПРИРОДИ МАТЕРІАЛУ ТА ФОРМ ОБЛИЦЮВАНЬ НА ВЛАСТИВОСТІ КУМУЛЯТИВНИХ ЗАРЯДІВ *78*

Вендін В.В., Мініцький А.В., Биба Є.Г., Мініцька Н.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)
РОЗРОБКА СПЛАВІВ НА ОСНОВІ КОМПОЗИЦІЙНИХ ПОРОШКІВ ТИТАН-НІКЕЛЬ *80*

Верховлюк А.М.[1], Лютий Р.В.[2], Матковський Д.Ю.[2] ([1]ФТІМС НАН України; [2]КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)
ЛИВАРНІ ТА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОЕНТРОПІЙНОГО СПЛАВУ Al-Cu-Ni-Cr-Fe *82*

Воденнікова О.С. (Запорізький національний університет, м. Запоріжжя)
ПРАКТИЧНІ АСПЕКТИ ЗАСТОСУВАННЯ STEM-ОСВІТИ В ОСВІТНЬОМУ ПРОЦЕСІ ПІДГОТОВКИ ЗДОБУВАЧІВ ПЕРШОГО (БАКАЛАВРСЬКОГО) РІВНЯ ВИЩОЇ ОСВІТИ ЗА СПЕЦІАЛЬНІСТЮ 136 «МЕТАЛУРГІЯ» *87*

Воденнікова О.С.[1,] Воденніков С.А.[2], Бондаренко Я.В.[1] ([1]Запорізький національний університет; [2]НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя)
ТЕХНІКО-ЕКОНОМІЧНЕ ОБҐРУНТУВАННЯ ДОЦІЛЬНОСТІ МОДЕРНІЗАЦІЇ АГЛОМЕРАЦІЙНОЇ ФАБРИКИ ПрАТ «КАМЕТ-СТАЛЬ» *92*

Воденнікова О.С.[1], Воденніков С.А.[2], Кучеренко М.А.[1], Піщенко К.А.[1] ([1]Запорізький національний університет; [2]НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя)
НАНАНОАРТ ТА МЕТАЛУРГІЯ: СИМБІОЗ МИСТЕЦТВА ТА НАНОТЕХОЛОГІЙ ПІД ЧАС ВІЙНИ *97*

Воденнікова Ок.С.[1], Воденнікова Ол.С.[2], Рагалевич А.О.[3] ([1]Запорізький національний університет; [2] Запорізький державний медико-фармацевтичний університет, м. Запоріжжя; [3]Відокремлений підрозділ «Запорізька атомна електростанція», м. Енергодар)
ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСУ КОРОЗІЇ МІДНО-НІКЕЛЕВОГО СПЛАВУ МНЖ-5-1 В ТРУБКАХ КОНДЕНСАТОРІВ ДРУГОГО КОНТУРУ ВП ЗАЕС *103*

Гнатуш В.А. (незалежний аналітик, Київ)
ТЕНДЕНЦІЇ РИНКУ МЕТАЛЕВИХ ВИЛИВКІВ УКРАЇНИ: 2017-2023 ..... *108*

Гнатуш В.А. (незалежний аналітик, Київ)
ТЕНДЕНЦІЇ СВІТОВОГО РИНКУ МЕТАЛЕВИХ ВИЛИВКІВ: 2020-2022 ..... *111*

Гурія І.М., Смірнова Я.О., Желясков С.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)
ДОСЛІДЖЕННЯ ШАРУВАТОГО КОМПОЗИЦІЙНОГО МАТЕРІАЛУ СИСТЕМИ ВТ1-0/АК8М *116*

Гурія І.М., Троснікова І.Ю., Смірнова Я.О. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)
МАТЕРІАЛИ ТА ФОРМА ОБЛИЦЮВАНЬ КУМУЛЯТИВНИХ ЗАРЯДІВ *118*

Данилов С.М.[1], Тьомкін Д.О.[1], Педаш О.О.[2], Наумик В.В.[3] ([1]ЗМЗ ім. В.І. Омельченко; [2]АТ «Мотор Січ»; [3]НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя)
МОДИФІКУВАННЯ ЖАРОМІЦНОГО СПЛАВУ УЛЬТРАДИСПЕРСНИМИ ЧАСТКАМИ ТУГОТОПКИХ З'ЄДНАНЬ ***122***

Дорошенко В.С., Калюжний П.Б., Панащук О.С. (ФТІМС НАН України, Київ)
ПРОЕКТУВАННЯ ФУНКЦІОНАЛЬНО-ГРАДІЄНТНИХ МАТЕРІАЛІВ У ВИЛИТИХ КОНСТРУКЦІЯХ ***126***

Дорошенко В.С., Калюжний П.Б. (ФТІМС НАН України, Київ)
ВЕНТИЛЬОВАНІ, НАПОВНЕНІ ПІНОПЛАСТОМ ДРУКОВАНІ МОДЕЛІ ***132***

Дорошенко В.С., Клименко С.І. (ФТІМС НАН України, Київ)
ПРО ОПТИМАЛЬНИЙ ВИБІР ЛИВАРНИХ СПЛАВІВ ДЛЯ АВТОПРОМИСЛОВОСТІ З УРАХУВАННЯМ ВТІЛЕНОЇ ЕНЕРГІЇ ***138***

Дорошенко В.С., Клименко С.І. (ФТІМС НАН України, Київ)
ОГЛЯД ТРІЩИНОСТІЙКИХ ФЕРИТО-АУСТЕНІТНИХ ЧАВУНІВ З КУЛЯСТИМ ГРАФІТОМ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ, ЩО ЕКСПЛУАТУЮТЬСЯ В ЕКСТРЕМАЛЬНИХ УМОВАХ ***144***

Дорошенко В.С., Ладарєва Ю.Ю. (ФТІМС НАН України, Київ)
ДРУКОВАНІ ПІНОПОДІБНІ КОНСТРУКЦІЇ SPHERENES І ПОРІВНЯННЯ ЇХ З ЛИВАРНИМИ МОДЕЛЯМИ З ПІНОПОЛІСТИРОЛУ ***150***

Доценко Ю.В., Селівьорстов В.Ю. (УДУНТ, м. Дніпро)
ПІДВИЩЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ВИЛИВКІВ З ЛИВАРНОГО СПЛАВУ АК5М З ВИСОКИМ ВМІСТОМ ЗАЛІЗА ***155***

Дубницький М.А. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)
ВИЛИВКИ ІЗ СПЛАВІВ КОЛЬОРОВИХ МЕТАЛІВ ***157***

Дубницький М.А. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)
ВИРОБНИЦТВО ПРОДУКЦІЇ ЧОРНОЇ МЕТАЛУРГІЇ ***160***

Дубницький М.А. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)
СУЧАСНІ ТЕХНОЛОГІЇ ТА ІНОВАЦІЇ В МЕТАЛУРГІЇ ***163***

Дубницький М.А., Лютий Р.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)
ОСОБЛИВОСТІ СУЧАСНИХ ПРОЦЕСІВ ЛИТТЯ В КОКІЛЬ ***168***

Дубницький М.А. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)
ВИКОРИСТАННЯ АЛЮМІНІЮ ***171***

Дьяченко Ю.Г., Федоров М.М. (ДДМА, м. Краматорськ – Тернопіль)
ВПЛИВ ТЕРМОЦИКЛІЧНОЇ ОБРОБКИ НА ОСОБЛИВОСТІ СТРУКТУРИ НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ ПІСЛЯ ДИФУЗІЙНОЇ МЕТАЛІЗАЦІЇ ***175***

Заболотний М.А.[1], Асламова Л.І.[1], Гринько Д.О.[2], Колесніченко А.А.[2], Мартинчук В.Є.[2], Сезоненко А.Ю.[2], Писаревський Б.Ю.[2], Ромашкіна М.Ю.[2], Барабаш М.Ю.[2, 3, 4]
([1]Київський національний університет імені Тараса Шевченка; [2]ТЦ НАН України; [3]КПІ ім. Ігоря Сікорського; [4]ІГ НАН України, Київ)
ФОТОЧУТЛИВІ ПРОВІДНІ МАТЕРІАЛИ ДЛЯ СТВОРЕННЯ УПОРЯДКОВАНИХ НАНООБ'ЄКТІВ ЗА ДОПОМОГОЮ ТЕМПЛАТІВ ***178***

Іванова Л.Х., Колотило Є.В., Білий О.П., Хрінік Є.В. (УДУНТ, м. Дніпро)
ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ВИЛИВКІВ ДРОБИЛЬНОГО ОБЛАДНАННЯ ***187***

Іванченко Д.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)
МІКРОСТРУКТУРА СПЛАВУ ТИПУ АК8М3ч ІЗ ЦИРКОНІЄМ, ТИТАНОМ ТА БОРОМ ЗАМІСТЬ БЕРИЛІЮ ***191***

Калюжний П.Б., Бродовий О.В, Дорошенко В.С., Нейма О.В. (ФТІМС НАН України, Київ)
3D-ГЕНЕРАЦІЯ ПОРИСТИХ СТРУКТУР ДЛЯ ДРУКУ ЛИВАРНИХ МОДЕЛЕЙ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ В ЛИВАРНІЙ ФОРМІ ***193***

Калюжний П.Б., Дорошенко В.С., Погребач Є.В. (ФТІМС НАН України, Київ)
УСУНЕННЯ ГАЗОВИХ ДЕФЕКТІВ У ВИЛИВКАХ КУЛЬОВИХ КРАНІВ ЗІ СТАЛІ 12Х18Н9ТЛ ПРИ ЛИТТІ У ВАКУУМОВАНІ ПІЩАНІ ФОРМИ.....199

Калюжний П.Б.[1], Дорошенко В.С.[1], Дьяченко М.М.[1], Янченко О.Б.[2]
([1]ФТІМС НАН України, Київ; [2]ВНТУ, м. Вінниця)
ПРО ЛИТТЯ З МЕТАЛУ ЗАХИСНИХ СПОРУД ТА ЄМНОСТЕЙ.....204

Кивгило Б.В., Ямшинський М.М., Биба Є.Г., Мініцький А.В., Лук'яненко І.В.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)
ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСІВ ФОРМУВАННЯ, СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ ПОРИСТИХ КАРКАСІВ.....206

Клименко Н.М. (НУ «Одеська політехніка», м. Одеса)
МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕННЯ ТЕМПЕРАТУРИ ШЛІФУВАННЯ.....212

Кондратенко М.М., Савельєв С.Г. (КНУ, м. Кривий Ріг)
ОЦІНКА ПАРАМЕТРІВ УЛЬТРАЗВУКОВИХ ХВИЛЬ У ВОДНОМУ СЕРЕДОВИЩІ МЕТОДОМ КАЛОРИМЕТРІЇ.....218

Костецький Ю.В., Педченко Е.А., Вдовін М.О., Полішко Г.О., Петренко В.П., Зайцев В.А.
(ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, Київ)
ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСУ ОТРИМАННЯ ФЕРОВАНАДІЮ В УМОВАХ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОЇ ПЛАВКИ.....226

Костецький Ю.В.[1], Педченко Е.А.[1], Петренко В.П.[1], Зайцев В.А.[1], Трикозенко Д.І.[2]
([1]ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України; [2]КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)
ОСОБЛИВОСТІ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОГО ПЕРЕПЛАВУ ВИСОКОХРОМИСТИХ БОРВМІСНИХ СТАЛЕЙ.....232

Кочешков А.С., Лютий Р.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)
СПЕЦІАЛЬНІ СПОСОБИ ЛИТТЯ ТА ЇХ МІСЦЕ СЕРЕД ЛИВАРНИХ ТЕХНОЛОГІЙ.....238

Кудін В.В., Івахненко Є.І., Парахнєвич Є.М., Кармазін М.О., Пришеленко В.В., Шалдін О.М.
(НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя)
ВПЛИВ ЛЕГУВАННЯ ВАНАДІЄМ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОМАРГАНЦЕВОЇ СТАЛІ.....241

Кусков Ю.М.[1], Фесенко М.А.[2] ([1]ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України; [2]ДНДІ МВС України, Київ)
ФОРМУВАННЯ ЗОНИ СПЛАВЛЕННЯ ХРОМИСТОГО ЧАВУНУ ЗІ СТАЛЛЮ ПРИ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОМУ НАПЛАВЛЕННІ ДРОБОМ У СТРУМОПІДВІДНОМУ КРИСТАЛІЗАТОРІ.....247

Лаврись С.М., Погрелюк І.М., Яценко А.О. (ФМІ НАН України, м. Львів)
ВПЛИВ РЕЖИМУ АЗОТУВАННЯ, СУМІЩЕНОГО З ТЕРМІЧНИМ ОБРОБЛЕННЯМ, НА ПОВЕРХНЕВЕ ЗМІЦНЕННЯ СПЛАВУ ВТ22.....248

Левченко Г.Б., Полегенько О.О. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)
ЖАРОМІЦНІ СПЛАВИ НА ОСНОВІ ІНТЕРМЕТАЛІДІВ.....249

Лисенко Т.В., Крейцер К.О., Козішкурт Є.М. (НУ «Одеська політехніка», м. Одеса)
ВАКУУМУВАННЯ МАГНІЄВИХ СПЛАВІВ ПІД ЧАС ЛИТТЯ ПІД ВИСОКИМ ТИСКОМ.....252

Лютий Р.В., Биба Є.Г., Яковець Л.А. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)
ПОРІВНЯЛЬНИЙ АНАЛІЗ СУЧАСНИХ СПОСОБІВ ВИГОТОВЛЕННЯ МЕТАЛЕВИХ ВИРОБІВ.....254

Майборода В.С.[1], Налімов Ю.С.[2]
([1]КПІ ім. Ігоря Сікорського»; [2] ІПМ ім. Г.С. Писаренка НАН України, Київ)
ЗАСТОСУВАННЯ КОМПЛЕКСНОЇ МАГНІТНО-АБРАЗИВНОЇ ТА ХІМІКО-ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ ДОВГОВІЧНОСТІ СПЛАВІВ АВІАЦІЙНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ.....257

Михнян О.В., Дорошенко В.С., Бродовий О.В., Ладарєва Ю.Ю. (ФТІМС НАН України, Київ)
ВИГОТОВЛЕННЯ ФІЛАМЕНТУ З ВІДХОДІВ ПІНОПОЛІСТИРОЛУ НА КОМПАКТНИХ ЕКСТРУДЕРАХ ДЛЯ ДРУКУ ЛИВАРНИХ МОДЕЛЕЙ ***262***

Михнян О.В., Шинський В.О., Дорошенко В.С., Клименко С.І. (ФТІМС НАН України, Київ)
ДІАГРАМА ВПЛИВУ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ НА ЯКІСТЬ ВИЛИВКІВ ПРИ ЛИТТІ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ ***268***

Мініцька А.А., Козленко О.В., Биба Є.Г., Мініцький А.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)
РОЗРОБКА НАДЛЕГКИХ МЕТАЛОПОЛІМЕРНИХ КОМПОЗИТІВ ДЛЯ ПРОТИМІННОГО ЗАХИСТУ ***270***

Мініцький А.В., Михайліченко В.В., Степанов О.В., Наконечний С.О., Юркова О.І. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)
МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСУ ДЕФОРМАЦІЇ ТВЕРДОГО СПЛАВУ З ВИСОКОЕНТРОПІЙНОЮ ЗВ'ЯЗКОЮ FeNiCrMoW ЗА УМОВ ІНТЕНСИВНИХ ДИНАМІЧНИХ НАВАНТАЖЕНЬ ***272***

Недужий А.М., Дорошенко В.С., Пригунова А.Г. (ФТІМС НАН України, Київ)
ПЕРСПЕКТИВИ ЗАСТОСУВАННЯ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ В СУЧАСНИХ ЕЛЕКТРОМОБІЛЯХ ***274***

Осипенко І.О., Білий А.П., Білий О.П., Якименко Д.Ю. (УДУНТ, м. Дніпро)
ПЕРСПЕКТИВИ РОЗВИТКУ ОСНОВ ФОРМОУТВОРЕННЯ ***277***

Осипенко І.О., Білий А.П., Білий О.П., Якименко Д.Ю. (УДУНТ, м. Дніпро)
ПРО ПІРОВУГЛЕЦЕВІ ПОКРИТТЯ ЛИВАРНИХ ФОРМ І СТРИЖНІВ ***279***

Панащук О.С., Дорошенко В.С., Клименко С.І. (ФТІМС НАН України, Київ)
ДРІБНОСЕРІЙНЕ ВИРОБНИЦТВО МЕТАЛОПРОДУКЦІЇ ЯК ПОЧАТКОВИЙ КРОК ДО ВІДНОВЛЕННЯ МАШИНОБУДУВАННЯ ***280***

Парахнєвич Є.М., Івахненко Є.І. (НУ «Запорізька політехніка», м .Запоріжжя)
ЗМІНА МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ МЕТАЛУ ПРИ НАПЛАВЛЕННІ БЛИЗЬКИХ ЗА ХІМІЧНИМ СКЛАДОМ СТАЛЕЙ ЕЛЕТРОШЛАКОВИМ МЕТОДОМ ***285***

Парахнєвич Є.М.[1], Воденнікова О.С.[2], Івахненко Є.І.[1] ([1]НУ «Запорізька політехніка»; [2]Запорізький національний університет, м. Запоріжжя)
ЩОДО ОСОБЛИВОСТЕЙ РОЗПОДІЛУ НЕМЕТАЛЕВИХ ВКРАПЛЕНЬ ПРИ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОМУ НАПЛАВЛЕННІ З ВЕЛИКИМ ВМІСТОМ СІРКИ ***288***

Петришин М.М.[2], Сезоненко А.Ю.[1], Колесніченко А.А.[1], Мартинчук В.Є.[1], Лук'яненко І.В.[2], Биба Є.Г.[2], Ромашкіна М.Ю.[2], Ямшинський М.М.[2], Барабаш М.Ю.[1, 2, 3]
([1]ТЦ НАН України; [2]КПІ ім. Ігоря Сікорського; [3]ІГ НАН України, Київ)
ОСОБЛИВОСТІ СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТІ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ Al-Si-Cu, ОТРИМАНОГО ШЛЯХОМ ПРИКЛАДАННЯ ДОДАТКОВОГО ТИСКУ НА РОЗПЛАВ ПРИ КРИСТАЛІЗАЦІЇ ***290***

Поліщук К.В., Мініцький А.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)
РОЗРОБКА ВАЖКИХ СПЛАВІВ НА ОСНОВІ КОМПОЗИЦІЙНИХ ПОРОШКІВ ***295***

Савельєв С.Г., Кондратенко М.М., Бабаєвська О.В. (КНУ, м. Кривий Ріг)
ВИКОРИСТАННЯ МАГНЕЗІАЛЬНОГО ФЛЮСУ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ОФЛЮСОВАНОГО ЗАЛІЗОРУДНОГО АГЛОМЕРАТУ ТА ПОЛІПШЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ ДОМЕННИХ ШЛАКІВ ***296***

Савонов Ю.М., Капустян О.Є, Івахненко Є.І. (НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя)
ВПЛИВ ІТРІЮ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ХРОМОНІКЕЛЕВОГО НАПЛАВЛЕНОГО МЕТАЛУ ***301***

Саітгареєв Л.Н., Скідін І.Е., Паламарчук І.М. (КНУ, м. Кривий Ріг)
ВПЛИВ ЩІЛЬНОСТІ ПІНОПОЛІСТИРОЛОВИХ МОДЕЛЕЙ НА ЯКІСТЬ ВИЛИВКІВ ***303***

Селівьорстов В.Ю., Доценко Ю.В., Адамчук М.С. (УДУНТ, м. Дніпро)
ВИБІР ГАЗОУТВОРЮЮЧОЇ РЕЧОВИНИ ДЛЯ НАДЛИВУ З ПОНАДАМОСФЕРНИМ ТИСКОМ СТАЛЕВИХ ВИЛИВКІВ РІЗНОЇ ТРИВАЛОСТІ ЗАТВЕРДІННЯ ***306***

Соколан Ю.С., Соколан К.С. (Хмельницький національний університет, м. Хмельницький)
ВИКОРИСТАННЯ МЕТОДУ ТАГУЧІ З МЕТОЮ ОПТИМІЗАЦІЇ РЕЖИМІВ ЛАЗЕРНОГО РІЗАННЯ НЕРЖАВІЮЧОЇ СТАЛІ ***310***

Солоненко Л.І.[1], Білий О.П.[2], Мазорчук В.Ф.[2], Усенко Р.В.[2], Замятін М.І.[1], Чумаченко В.Б.[1]
([1]НУ «Одеська політехніка», м. Одеса; [2]УДУНТ, м. Дніпро)
ВПЛИВ ЛИВАРНОЇ ФОРМИ НА ТОЧНІСТЬ РОЗМІРІВ ВИЛИВКІВ З АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ АК5М2 ***315***

Солоненко Л.І.[1], Якименко Д.Ю.[2], Білий О.П.[2], Мазорчук В.Ф.[2], Реп'ях С.І.[2], Погребський О.І.[1]
([1]НУ «Одеська політехніка», м. Одеса;[2]УДУНТ, м. Дніпро)
ОБСИПАЛЬНІСТЬ ЗАМОРОЖЕНОЇ ПІЩАНО-ВОДЯНОЇ СУМІШІ НА ПОВІТРІ З КІМНАТНОЮ ТЕМПЕРАТУРОЮ ***317***

Степанчук А.М., Тесля С.Ю., Судаков Д.С., Чижська Д.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)
КОМПАКТУВАННЯ ПОРОШКОВИХ СПЛАВІВ 75 % Al + 15 % Fe ***319***

Титаренко В.В.[1], Заблудовський В.О.[2] ([1]НТУ «Дніпровська політехніка»; [2]УДУНТ, м. Дніпро)
ЗНОСОСТІЙКІ КОМПОЗИЦІЙНІ ЕЛЕКТРОЛІТИЧНІ ПОКРИТТЯ НА ОСНОВІ НІКЕЛЮ ***326***

Токова О.В.[1], Дорошенко В.С.[2] ([1]Міжнародний центр інформаційних технологій та систем НАН та МОН України; [2]ФТІМС НАН України, Київ)
МОДЕЛЮВАННЯ ВИПЛАВКИ СТАЛІ В КОНВЕРТЕРНІЙ ПЕЧІ МОВОЮ ПРОГРАМУВАННЯ PYTHON У ФРЕЙМВОРКУ STREAMLIT ***329***

Турчанін М.А., Агравал П.Г., Водоп'янова Г.О., Корсун В.А. (ДДМА, м. Краматорськ)
ТЕРМОДИНАМІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ РІДКИХ СПЛАВІВ ТИТАНУ, ЦИРКОНІЮ І ГАФНІЮ ***332***

Устименко А. І., Лук'яненко І. В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)
ЗАСТОСУВАННЯ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПРИЙОМІВ ДЛЯ УТВОРЕННЯ ГРАДІЄНТНОЇ СТРУКТУРИ ЧАВУННИХ ДЕТАЛЕЙ ФОРМОКОМПЛЕКТУ СКЛОТАРНОЇ ПРОМИСЛОВОСТІ ***336***

Федоров М.М., Дьяченко Ю.Г. (ДДМА, м. Краматорськ–Тернопіль)
АСПЕКТИ ВИЗНАЧЕННЯ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ВИРОБНИЧИХ ПІЩАНО-БЕНТОНІТОВИХ СУМІШЕЙ ДЛЯ ФОРМОУТВОРЕННЯ ПО-СИРОМУ ***340***

Фесенко А.М.[1,] Фесенко М.А.[2] ([1]ДДМА, м. Краматорськ; [2]ДНДІ МВС України, Київ)
ПЕРСПЕКТИВИ ЗАСТОСУВАННЯ ТЕХНОЛОГІЙ ВИРОБНИЦТВА ЧАВУННИХ ВИЛИВКІВ ДЛЯ ВІДНОВЛЕННЯ ІНФРАСТРУКТУРИ КРАЇНИ ***342***

Фон Прусс М.А. (ФТІМС НАН України, Київ)
СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ МОДИФІКОВАНИХ ВТОРИННИХ СИЛУМІНІВ ***344***

Хворостяний В.В. (ІПМ ім. Г.С. Писаренка НАН України, Київ)
ОЦІНКА МЕХАНІЧНОГО СТАНУ ЕЛЕМЕНТІВ КОНСТРУКЦІЙ З БАГАТОШАРОВОГО СКЛА З УДАРНИМИ ПОШКОДЖЕННЯМИ МЕТОДОМ СТАТИЧНОГО ПРОДАВЛЮВАННЯ ПУАНСОНОМ ***348***

Цибаньов Г.В. (ІПМ ім. Г.С. Писаренка НАН України, Київ)
МЕТОД РОЗРАХУНКУ ЗАРОДЖЕННЯ ТА РОСТУ ТРІЩИНИ ВТОМИ НА ГЛАДКІЙ ПОВЕРХНІ ***353***

Чорноіваненко К.О., Мовчан О.В. (УДУНТ, м. Дніпро)
ДОСЛІДЖЕННЯ КОРОЗІЙНОЇ СТІЙКОСТІ НАВУГЛЕЦЬОВАНОГО Fe-Cr-Ti СПЛАВУ ***357***

Школяренко В.П., Дереча Д.О. (ФТІМС НАН України, Київ)
МАГНІТНІ ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВУ «МІДЬ-ЗАЛІЗО» ***361***

Школяренко В.П., Середенко О.В. (ФТІМС НАН України, Київ)
ВИЗНАЧЕННЯ ТЕМПЕРАТУРИ ЛИТТЯ СПЛАВУ АМг6 ПІД ДІЄЮ ВІБРАЦІЇ ДЛЯ ФОРМУВАННЯ ОДНОРІДНОЇ СТРУКТУРИ 365

Школяренко В.П., Середенко О.В. (ФТІМС НАН України, Київ)
СТРУКТУРИ СПЛАВУ «МІДЬ-ЗАЛІЗО», РОЗЛИТОГО З МЕХАНІЧНИМ ПЕРЕМІШУВАННЯМ РОЗПЛАВУ У ТИГЛІ ІНДУКЦІЙНОЇ ПЕЧІ 371

Школяренко В.П., Середенко О.В. (ФТІМС НАН України, Київ)
РАЦІОНАЛЬНІ ТЕХНОЛОГІЧНІ РЕЖИМИ ПЛАВКИ СПЛАВУ «МІДЬ-ЗАЛІЗО» 378

Щерецький В.О.[1], Верховлюк А.М.[1], Сергієнко Р.А.[1], Щерецький О.А.[1], Каніблоцький Д.С.[1], Таранухіна Л.Д.[1], Биба Є.Г.[2] ([1]ФТІМС НАН України; [2]КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)
ВПЛИВ АЛЮМІНІЮ ТА ХРОМУ НА ЖАРОСТІЙКІСТЬ ВИСОКОЕНТРОПІЙНИХ СПЛАВІВ..... 386

Яковець Л.А. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)
3D-ДРУК В ЛИВАРНОМУ ВИРОБНИЦТВІ 389

Ямшинський М.М., Федоров Г.Є., Платонов Є.О. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)
МЕТОДИ ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ЛИТИХ ЖАРОСТІЙКИХ ДЕТАЛЕЙ ТА ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ 391

Ясинський О.О., Бубликов В.Б., Ясинська О.О., Берчук Д.М. (ФТІМС НАН України,. Київ)
ВПЛИВ ЛЕГУВАННЯ МІДДЮ НА ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ..... 406

Кімстач Т.В., Воронко Ю.С., Лігай Є.Р., Прусков Р.В.
(Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро)
ВИМОГИ ДО КОНСТРУКЦІЙНОЇ ЛИВАРНОЇ БРОНЗИ 408

Білий О.П., Білий А.П., Марушка М.М., Прусков Д.В.
(Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро)
ЯКІСНА ОЦІНКА ЕФЕКТИВНОСТІ РОБОТИ НАДЛИВІВ 409

Velychkovych Andrii, Andrusyak Andriy, Petryk Ivan (IFNTUOG, Ivano-Frankivsk)
DETERMINATION THE ADDITIONAL HOOP STRESSES OF AN OVERPASS PIPELINE INTERACTION WITH A SUPPORT..... 410

Горбань М.В., Тесля С.Ю., Соловйова Т.О. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м Київ)
ФОРМУВАННЯ МІКРОСТРУКТУРИ ПОРОШКОВИХ БІОМАТЕРІАЛІВ НА ОСНОВІ МАГНІЮ ТА ЦИНКУ 413

Кочешков А.С.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)

ХРОНОЛОГІЯ ПІДГОТОВКИ МЕТАЛУРГІВ У НТУУ «КПІ ІМЕНІ ІГОРЯ СІКОРСЬКОГО»

E-mail: asko@iff.kpi.ua

Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського у 2023 році відзначив 125 років своєї навчальної, наукової, виховної і громадської діяльності. Серед великої сім'ї політехніків майже з самого початку просвітництва була заснована підготовка інженерів металургійного і матеріалознавського спрямування.

У 2024 році виповнюється 80 років заснування металургійного факультету НТУУ «КПІ імені Ігоря Сікорського». «Метал є фундаментом економіки. Професія металурга в усі часи розвитку цивілізації була однією із найважчих і найпочесніших. У металургів ніколи не було і немає легких буднів. Робота, пов'язана з одержанням металевих зливків і виливків, покращенням якості металевих виробів потребує людей відданих, знаючих, творчих, енергійних і ініціативних» – ці слова належать професору Чернезі Д. Ф. – декану, який керував факультетом з 1972 по 1988 років [1].

А почалась підготовка інженерів-металургів в Київському політехнічному інституті ще на початку XX століття і пов'язано це було з розвитком промисловості в Україні: 24 січня 1872 року стає до ладу перша доменна піч Юзівського металургійного заводу, в 1887 році збудовано Олександрівський, а в 1889 році – Дніпровський (Кам'янський) металургійні заводи. У 1899 році вийшов на запланований обсяг виробництва Петровський металургійний завод, який на початку 1900-х років став найбільш рентабельним металургійним підприємством. У 1890 році був запущений Керченський металургійний завод. У 1897 році завершено спорудження машинобудівного заводу в Горлівці, ливарно-механічні заводи з'явилися в Юзівці, Дебальцевому, сталепрокатні й машинобудівні — в Костянтинівці. В Києві працювали завод машинобудівного товариства А. Гретера й О. Криванека, Південний машинобудівний завод та машинобудівний завод

Ольшанського, фірма «Фрідріх Байер і Ко» виробляла фарби і медикаменти та мала своє представництво в Одесі. Загалом вже у 1913 році в Україні працював 21 металургійний завод [2].

Всі ці напрямки розвитку економіки України потребували національних технічний кадрів, тому тогочасний міністр фінансів С.Ю. Вітте ініціював організацію Санкт-Петербурзького, Київського та Варшавського політехнічних інститутів і 31 серпня 1898 року відбулися урочистості з нагоди відкриття Київського політехнічного інституту.

1902 рік. На хімічному відділенні серед 35 кафедр заснована кафедра «Металургії», з 1 жовтня того ж року професором був прийнятий Василь Петрович Іжевський (1863-1926 р.р.), який попередньо, з 1 жовтня 1900 року, був відряджений за кордон терміном на два роки для підготовки до професорського звання по кафедрі «Металургії». У приміщеннях хімічного корпусу були розміщені необхідні навчально-допоміжні служби – хімічна лабораторія, лабораторія з хімічної технології, лабораторія металургії, фізичний кабінет і лабораторія, механічний кабінет і лабораторія для дослідження матеріалів, станція для випробування парових та інших машин, майстерня, кабінет приладів та інші.

Лабораторія металургії хімічного відділення знаходилась на першому поверсі хімічного корпусу. Вона включала в себе загальну залу, мікроскопну, темну кімнату та кімнату для збірок. Практичні заняття з контролю металургії (такий тогочасний стиль) полягали у самостійному виконанні кожним студентом низки аналізів та проб. Одночасно надавались пояснення щодо функцій матеріалу, який аналізується, його виробництва, вартості та методики визначення властивостей. Виконувались також розрахунки типових металургійних шихт.

На механічному відділенні у 1910 році заснована кафедра «Металографії» і почали працювати майстерні: механічна з оброблення металів різанням, модельна, ливарної справи і оброблення тиском. При механічній лабораторії інженер М.О. Воропаєв, обраний першим професором кафедри, почав організовувати єдину в Києві металографічну лабораторію. Спочатку для неї було відведено одну кімнату та куплено два мікроскопи. Проте вже 1911 року для лабораторії було

виділено чотири кімнати, включаючи фотографічну. Крім того був виписаний мікроскоп системи Ле-Шательє, два невеликих мікроскопи Рейхера та два полірувальних верстати. Одночасно до металографічної лабораторії було приєднано ливарну лабораторію. В останній було встановлене устаткування для проведення хімічних і технічних аналізів металів і палива. Серед них електрична піч Гереуса (Heraeus) для металографічних дослідів, а також трубчаста піч Марса для визначення вмісту вуглецю [2].

У 1923 році КПІ святкував 25 років з дня заснування. З цієї нагоди професор В.П. Іжевський підбив підсумки роботи кафедри металургії за цей період. Загалом з часу заснування кафедри було випущено 156 інженерів.

1925 рік. Започатковані кафедри «Ливарна справа» і «Металознавство та термічна обробка».

В 1934 році Політехнікум, у зв'язку зі злиттям трьох інститутів – машинобудівного, хіміко-технологічного та енергетичного, в процесі реорганізації дістає назву Індустріальний інститут, яку носив десять років.

1938 рік. На механіко-машинобудівному факультеті вже працюють кафедри «Технології машинобудування», «Металорізальних верстатів», «Обробки металів тиском», «Ливарного виробництва», «Опору матеріалів», «Гідравліки та деталей машин», «Зварювального виробництва».

Друга світова війна змусила на початку липня 1941 року Політехнічний інститут евакуювати до Ташкенту, де він увійшов до складу Середньо-Азіатського індустріального інституту (САІІ). Київ залишили 46 професорів і доцентів, 36 викладачів та аспірантів, 19 співробітників та понад 500 студентів.

В САІІ було створено громадське бюро з проектування першого металургійного заводу в Узбекистані. Київські вчені та інженери виконали у Ташкенті багато важливих науково-технічних робіт для народного господарства і оборони країни, зробили значний внесок у розвиток економіки Узбекистану та інших середньоазіатських республік, тим самим зміцнивши технічний і економічний потенціал усієї країни. Активну участь у проектуванні і будівництві заводу взяли викладачі та інші співробітники механічного та енергетичного

факультетів. Першу чергу заводу було пущено у дію вже 1944 р. Узбекистан одержав власну металургійну базу. Для потреб машинобудування розроблено і впроваджено у виробництво методи підвищення якості чавуну з використанням недефіцитних матеріалів, вдосконалено технології лиття, підвищено продуктивність ливарних цехів на оборонних заводах Узбекистану [3].

Новий етап у відбудові вузу розпочався з поверненням основної частини інститутського колективу з евакуації. У квітні 1944 року колектив Київського індустріального інституту відокремився від САІІ і в червні – серпні повернувся до Києва. В липні 1944 року інститут знову повернув собі назву Київський політехнічний інститут (КПІ).

У ті часи «країни народної демократії» і «країни які розвиваються» за домовленістю з урядом СРСР направляють у централізованому плані все більше громадян своїх країн на навчання, в тому числі в КПІ. Новий навчальний рік після евакуації, почався 1 жовтня 1944 року і вже 7 жовтня 1944 року Всесоюзний комітет зі справ вищої школи при Раді Народних Комісарів СРСР видав наказ «Про створення металургійного факультету в Київському політехнічному інституті».

Деканом новоствореного металургійного факультету КПІ було призначено доктора технічних наук Костянтина Ілліча Ващенка. Організаційно факультет складався з чотирьох кафедр:

– металургія сталі й промислові печі (академік АН УРСР Доброхотов М.М.);

– металургія чавуну та теорія металургійних процесів (член-кореспондент АН УРСР Васильєв В.Ю.);

– металознавство та термічна обробка (академік АН УРСР Свєчников В.М.);

– ливарне виробництво (професор Ващенко К.І.).

Перед факультетом було поставлено завдання – підготовка інженерів-металургів для промисловості та забезпечення висококваліфікованими спеціалістами матеріалознавчих інститутів Академії наук України.

Нова реорганізація у КПІ призвела до підготовки на кафедрі металознавства та термічної обробки металів, якою керував академік В.М. Свєчников, інженерів за спеціальностями «Фізика металів» (1952 р.) і «Порошкова металургія» (1954 р.).

За відсутністю підприємств металургійного профілю в Києві і північно-західних регіонах України в 1962 році кафедри «Металургія чавуну» і «Металургія сталі» в структурі Київського політехнічного інституту були ліквідовані, а факультет перейменовано на механіко-технологічний. Склад кафедр: «Машини та технології ливарного виробництва», «Термічної обробки і фізики металів», «Високотемпературних матеріалів і порошкової металургії» (1962 рік).

В 1973 році нова реорганізація і створено Фізико-технологічний факультет (ФТФ) з перейменуванням найстарішої кафедри у «Ливарне виробництво чорних та кольорових металів», без змін увійшла кафедра «Високотемпературних матеріалів і порошкової металургії», а з кафедри «Металознавства і термічної металів» відокремилась кафедра «Фізики металів» з переведенням з ММФ кафедр «Зварювального виробництва» і «Обладнання зварювального виробництва» – перша каденція приєднання зварювальників до металургів [1].

1975 рік. Нова структурна перебудова з ФТФ – створено два окремих факультети - Інженерно-фізичний і Зварювальний. Але ідея об’єднання ще з 1973 року знайшла своє втілення через 45 років.

У зв'язку з виробничою необхідністю та з метою оптимізації організаційної структури КПІ ім. Ігоря Сікорського, а також для забезпечення ефективної роботи підрозділів, згідно з рішенням Вченої ради від 04 листопада 2019 року (Протокол №10) та від 09 грудня 2019 року (Протокол №11), і за наказом ректора № 4/21 від 10 лютого 2020 року створено новий підрозділ – Навчально-науковий інститут матеріалознавства та зварювання імені Є.О. Патона, з приєднанням до найстаріших кафедр «Ливарного виробництва» і «Високотемпературних матеріалів та порошкової металургії», об’єднаної «Фізичного матеріалознавства та термічної обробки», кафедр «Зварювального виробництва» і «Лазерної техніки та фізико-технічних технологій». Така реструктуризація об’єднала наукові школи із більш ніж 80-річною історією. Завдяки цьому значно розширились можливості виконання крупних стратегічних наукових і освітніх проєктів державного цивілізаційного рівня, включаючи якість життя, пришвидшились процеси отримання інноваційного конкурентоспроможного продукту. Було створено засади синергетичного

підсилення наукових шкіл та зміцнення науково-педагогічного потенціалу підрозділів, умови для самореалізації студентів, молодих викладачів та вчених [4].

Київський політехнічний інститут створений для задоволення потреб металургійної, машинобудівної промисловості, залізничного транспорту, авіації, хімії з самого початку і по сьогоднішній день знаходиться під опікою видатних учених, які або викладали, або вчились в КПІ [5].

Випускники факультету, який чотири рази змінював назву, не змінюючи металургійно-матеріалознавського спрямування, а їх близько 10 000 (станом на 2009 рік), зробили вагомий внесок у розвиток металургійної, машинобудівної та інших галузей промисловості і наукового потенціалу України [1].

За наступний період (2010…2024 р.р.) кількість підготовлених фахівців збільшилась ще на щонайменше 2000 осіб, і це тільки колишній ІФФ, не менше 600 – «зварювальники» і біля 300 – «лазерники». Можна пишатись такою статистикою, і це надихає завжди творчий колектив НН ІМЗ ім. Є.О. Патона.

Література:

1. До 65-річчя створення металургійного інженерно-фізичного факультету Національного технічного університету України «КПІ» / Д.Ф. Чернега // Современная электрометаллургия. – 2009. – № 4 (97). – С. 57-58.

2. Історія кафедри ливарного виробництва чорних і кольорових металів (1925-2015) [Текст] / В.О. Косячков, В.А. Гнатуш, А.С. Кочешков, Р.В. Лютий. – К.: НТУУ «КПІ», 2015. – 75 с.

3. https://kpi.ua/history-tashkent.

4. https://kpi.ua/imz

5. Згуровський М. Київська політехніка: шлях до зірок. Київ. Видавничий дім «АртЕк», 2021. – 440 с.

Borisov A.G.
(FTIMS of the NAS of Ukraine, Kyiv)

NON-DENDRITIC CRYSTALLIZATION OF METALS – POSSIBLE CAUSES

E-mail: wwwrogneda@ukr.net

In experiments connected with the study of rheocasting methods for Al-Si alloy (A356) besides “classic dendrites” (Fig. 1, a) were found morphologies demonstrating more or less splitting of structure elements (Fig. 1, b – d).

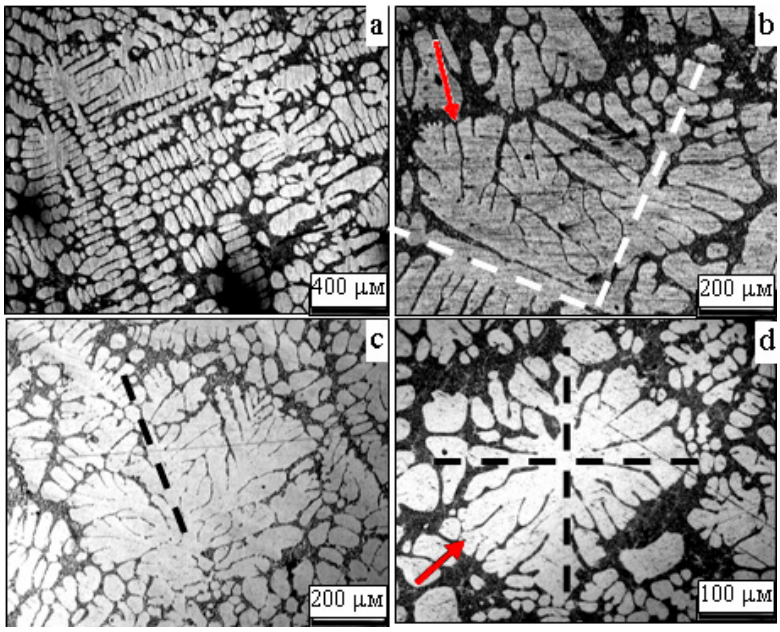


Fig.1. a – classic dendrite; b, c, d – splitting patterns. Dashed lines mark “dendrite stems”. Arrows on b) and d) indicate splitting elements for comparison with Fig. 6 d), h)

Such structure retains some “dendrite features”, therefore we entitled them as degenerate dendrites. Possible reasons for its appearance are discussed further.

It is known that regular dendrites form spontaneously by growth in a preferential direction (<100> for cubic symmetry), that reflects crystallographic anisotropy. For growth in other directions, anisotropy had to be “overcome” due to some circumstances. It seems that such circumstances can be reduction of anisotropy, transition processes and forced conditions.

Reduction of anisotropy. The formation of splitting patterns in the absence of anisotropy was demonstrated widely in numerical modelling. As concerns Al-based

alloy [1] declares the possibility of splitting pattern formation as a consequence of alteration of preferential growth direction due to increase of Zn content for Al-Zn alloy. For verification of such ability for Al-Si alloy, the experiments on crystal growth in concentration gradient were performed. A complex cylindrical sample from two parts – pure Al and Al-Si eutectic was fabricated. The sample in the crucible was melted fully and then directional crystallization took place, so Al dendrites grow in the eutectic region, Fig. 2.

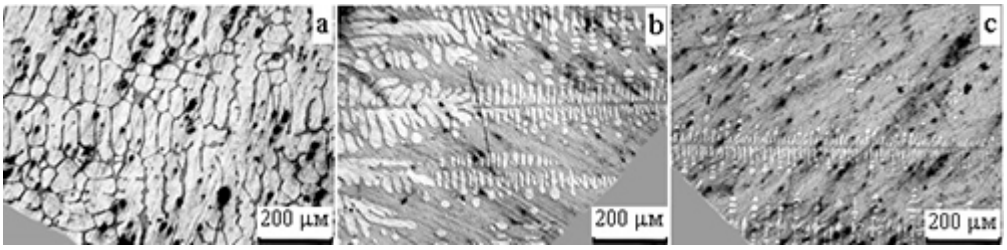


Fig. 2. Al-dendrites grow in eutectic region: a – Al region, b – transitory region, c – eutectic region

As it can be seen from the figure, dendrites continuously grow throughout the whole sample, and no changes of preferential growth direction or splitting were observed.

Transition processes. Relatively transition processes it must be noted that in real casting growing crystal is surrounded with neighboring, so transition processes from one stationary growth state to another can be not completed and the structure of casting will fix just transition stage. Concerning the possibility of splitting morphology formation as the result of such processes, we take into account two moments.

At first, in [2] appearance of non-dendrite splitting patterns is associated with two-stage crystallization – formation of dendrites, which are partially melted, and the final structure is the result of loss of stability and further growth of fragments of different shares. To verify this hypothesis experiments with partial melting and further growth of camphene-10 wt.% salol alloy were carried out, Fig. 3

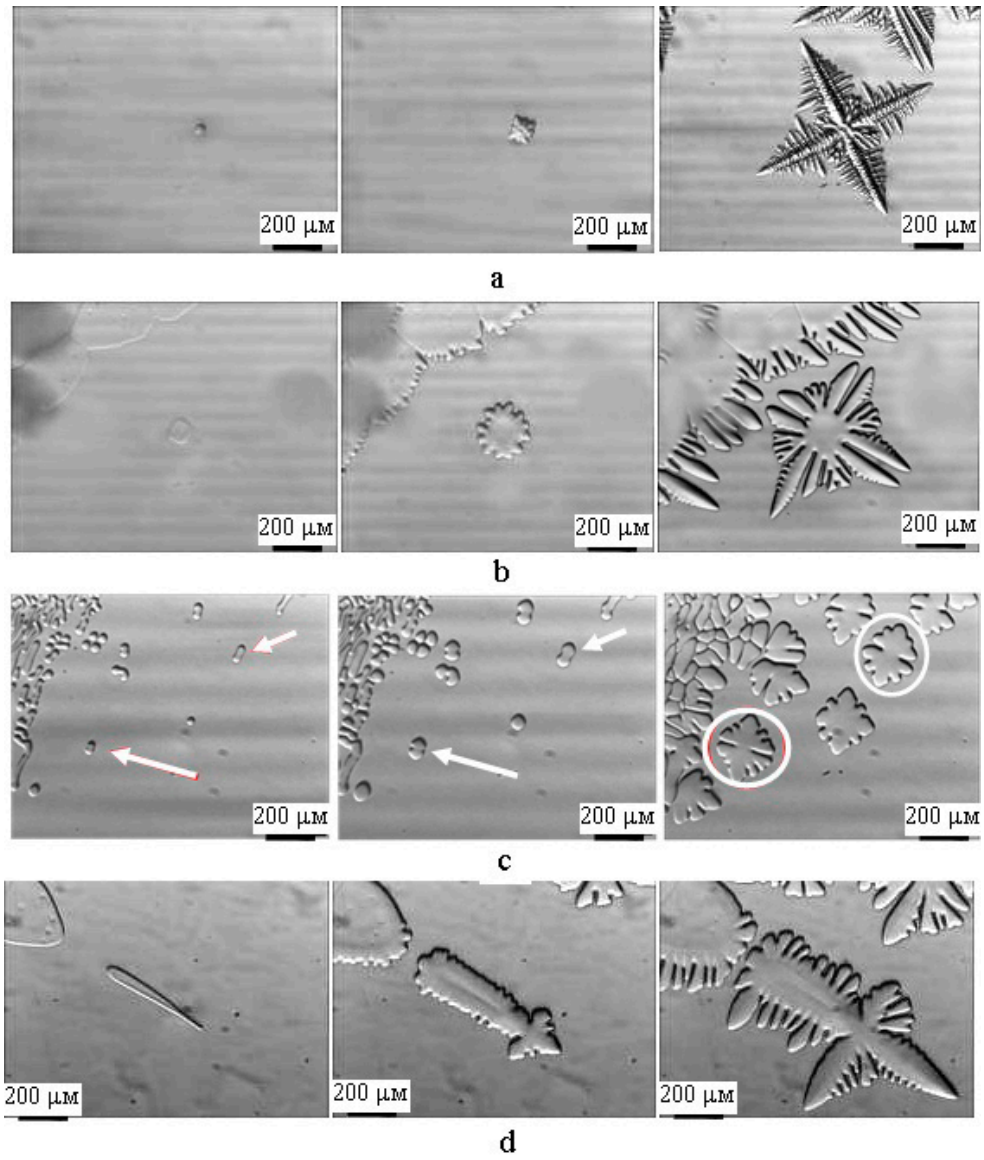


Fig. 3. Consequence stages of the growth of fragments: row a – seed crystal less than critical size; row b – rounded seed crystal a little more than critical size. See the duplex dendrite structure; row c – small elongated seed crystal. See dumbbell-like structure; row d) – large elongated seed crystal

During the melting of initial dendrite, different types of fragments were formed. Depending on the shape and size of fragments further growth formed different but regular dendrite structures.

At second, one of the possible reasons for formation of irregular splitting morphology can be the deceleration of the growth. Background for such suggestion are results of Trivedi [3]. It was pointed out that at least for directional solidification abrupt

reduction of growth rate resulted in a transient process accompanied with the splitting of the pattern, see Fig. 4 b), c).

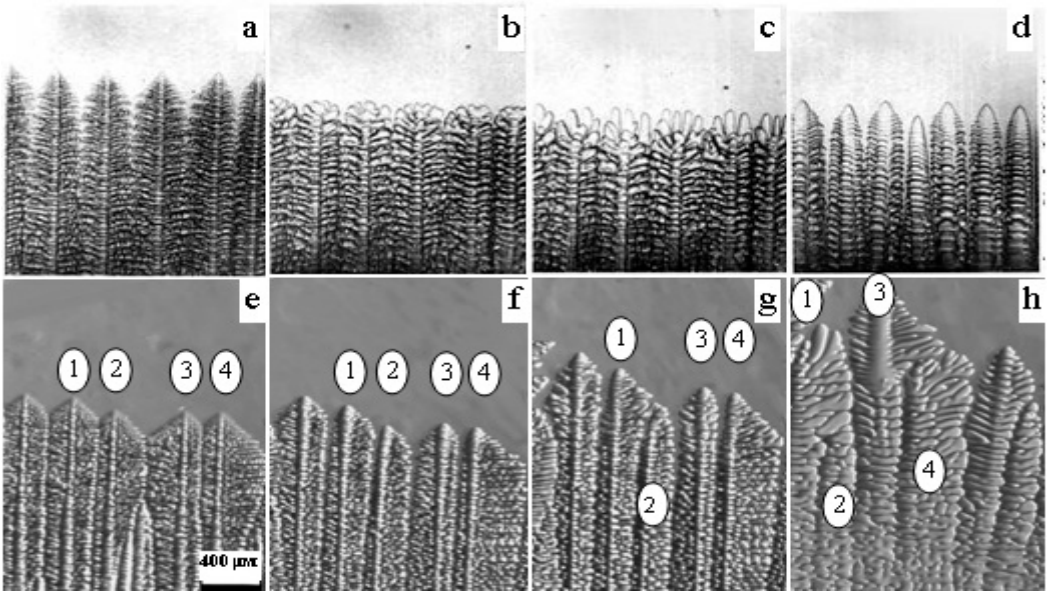


Fig. 4. Changes of growth morphology due to reduction of growth rate: a – d – data from [1]. Directional solidification of SCN-based alloy; e – h – reduction of supercooling from 2,2 °C to 0,6 °C. Camphene-based alloy

We made experiments with a reduction of growth rate by abrupt reduction of supercooling from 2,2 °C to 0,6 °C. As shown in Fig. 4 e) – h), no splitting took place during the transition. "Thickening" of dendrites took place by suppression of neighbors. Multiple dendrites are the result of the large size of the seed crystal, see Fig. 3, d.

Forced conditions. Relatively forced conditions, "constrains" crystal to grow in non preferential direction, growth of succinonitrile – 2 wt. acetone alloy was studied in a thin gap (20 μm) between parallel glass slides as well as its directional solidification with different orientations of seed crystal relatively direction of thermal gradient.

As shown in Fig. 5 c), d) as dendrite as splitting patterns can exist depending on the orientation of the seed crystal relatively to the plane of the slide. The last pattern looks like rather as a result of percolation than crystal growth.

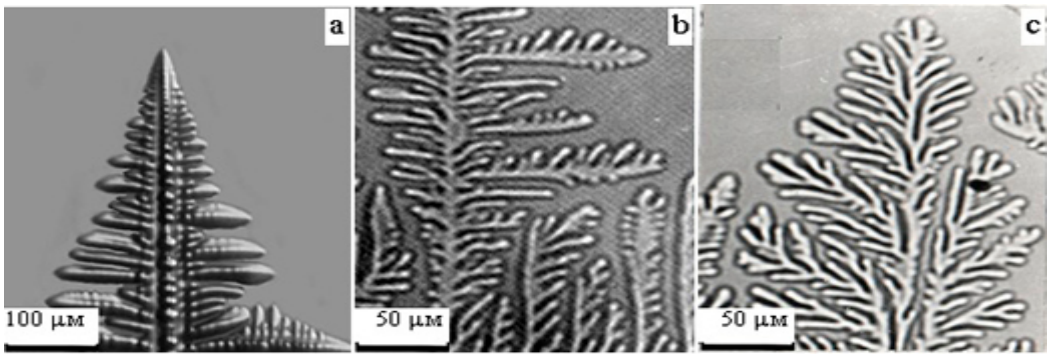


Fig. 5. Various morphologies: a – unconstrained dendrite growth, b – dendrite pattern in the gap, c – splitting pattern in the gap

For growing of crystals in non preferential direction installation for directional solidification was used, which permits to rotate cuvette with seed crystal relatively direction of the imposed thermal gradient, which was 40 ºC/sm. It was found that for rate 6 µm/s, Fig. 6, e) – h), structure elements (dendrites) were growing in preferential direction <100> independently from orientation of seed crystal, while for rate 3 µm/s structure elements tilted to thermal gradient direction and formed splitting patterns similar to those for degenerate dendrites (compare marked with red arrows structures on Fig. 6, c, d and Fig. 1, b, d.

So analogy in morphologies put forward the question relatively analogy of "forced conditions" in both cases. Back to the rheocasting process (producing degenerate dendrites), it must be noted that its essential feature is the intensive shearing of the melt. Thereby it seems that flow incoming on solid-liquid interface generates some gradient. Due to this locally crystal is growing along this gradient (not in a preferential direction) and some "directional solidification" takes place.

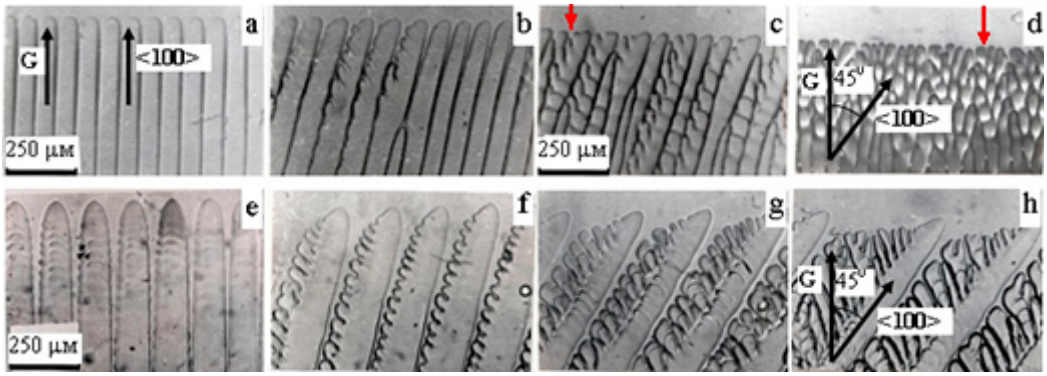


Fig. 6. Directional solidification. G – direction of thermal gradient. Angle between G and <100> direction is 0º for a), e); 15º for b), f); 30º for c), g) and 45º for d), h). Rate of growth is 3 µm/s for a) – d) and 6 µm/s for e) – h). Arrows on c) and d) indicates splitting element to compare with Fig. 1.

References:

1. Orientation selection in dendrite evolution / *T. Haxhimali, A. Karma, F. Gonzales, M. Rappaz* // Nature Materials. – 5, – P. 660-664 (9 July 2006). doi:10.1038/nmat1693 Article

2. *Flemings M. C., Yurko J.A., Martines R.A.* Semi-solid forming – our understanding today and its implications for improved processes // Symposium in Honor of Wilfred Kurz, Charlotte, NC, USA, March 14-18, 2004.- P. 3-14.

3. *Somboonsuk K., Trivedi R.* Dynamic studies of dendritic growth // Acta metallurgica. – 1985. – Vol. 33. – № 6. – P. 1051-1060.

Mogylatenko V.G.[1], Shapovalov V.O.[2], Liutyi R.V.[1], Kozin R.V.[2]
([1]Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute;
[2]E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, Kyiv)

DISSOLUTION OF NITROGEN IN AUSTENITE STEEL 10Cr14NMn15

Email: vmogilatenko@gmail.com

It is necessary to control and calculate the nitrogen content in the metal during the production of nitrogen-containing steel in order to determine in advance the conditions for obtaining a given grade of steel. For this, a thermodynamic calculation should be used, which describes the solubility based on the parameters of the interaction of nitrogen with alloying elements in iron.

There are different approximations of the calculation, which include the interaction parameters of the first, second, second and first order and their various combinations and temperature dependences. A comparison was made of various methods of calculating the solubility of nitrogen in 10Cr14NMn15 steel, in particular, the Wagner method, the Chipman and Corrigan method, the calculations of V.I. Lakomskyi with co-authors, analytical and experimental material by J. Pitkälä with co-authors and others.

Chromium-manganese steels have high plasticity in a wide range of temperatures and can be used in cryogenic technology. Manganese is an austenizer of steel, it stabilizes

the austenite structure at room and lower temperatures. Manganese is cheaper than nickel, but is a less effective austenizer. Therefore, these elements can often be used together.

Nitrogen, as a substitute for nickel, is a much stronger austenizer. A small amount of nitrogen in steel releases a large amount of nickel. Thus, a nitrogen content of 0.1% in chrome-nickel steels is equivalent to 1.5%–2.5 % Ni [1].

Now a large number of studies on the microstructure, properties, mechanisms of deformation, strengthening and destruction of austenitic chromium-manganese steels, including those doped with nitrogen, have appeared [2–8]. Therefore, the purpose of the study was to compare the thermodynamic calculation of nitrogen solubility in 10Cr14NMn15 steel by different authors and the experimentally determined solubility.

The calculation using the Wagner interaction parameters of the first and second order gave the following result for the temperature 1873 K:

$$lg[\%N]_{10Cr14NMn15} = -0.4592 \qquad \text{and} \quad [\%N]_{10Cr14NMn15} = 0.347\ \%.$$

Using only the first-order interaction parameters in the calculation, as done by Wagner, gave a larger and, in our opinion, less likely estimate of nitrogen solubility.

The calculation according to the Chipman–Corrigan equation [9], which allows taking into account the influence of temperature on interaction parameters, made it possible to obtain the following data for a temperature of 1873 K:

$$lg[\%N]_{10Cr14NMn15} = -0.4586 \qquad \text{and} \quad [\%N]_{10Cr14NMn15} = 0.348\ \%.$$

The advantage of using the Chipman-Corrigan equation remains the ability to calculate solubility at any temperature, but with approximately the same temperature effect on all interaction parameters.

Taking into account the temperature dependence of the interaction parameters when calculating the solubility according to the works of V.I. Lakomskyi and V.V. Lakomskyi was reflected in their monograph [10]. In the case of steel 10Cr14NMn15, the calculation gave the following results:

$$lg[N]_{10Cr14NMn15} = -0.4936 \qquad \text{and} \quad [N]_{10Cr14NMn15} = 0.321\ \%.$$

The formula given in [11] was obtained using averaged literature data and the authors' own experimental data. That is, the authors obtained an averaged dependence that made it possible to obtain for the temperature 1873 K:

$$lg[N]_{10Cr14NMn15} = -0.4342 \qquad \text{and} \quad [N]_{10Cr14NMn15} = 0.368\ \%.$$

To determine the differences in the solubility values obtained by different authors, a calculation was made for the temperature range 1873–2300 K, the results of which are shown in the fig. 1.

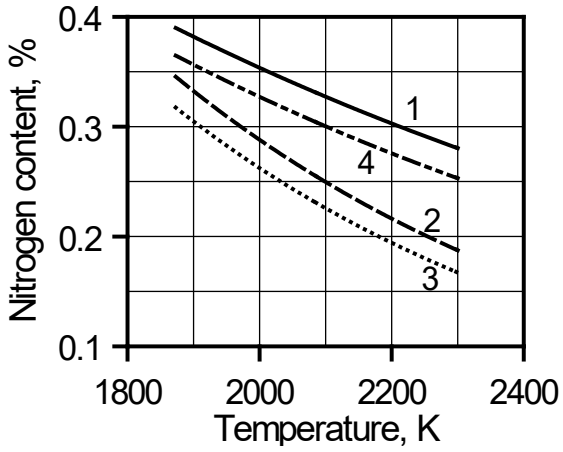


Fig. 1. The effect of temperature on the estimated solubility of nitrogen in 10Cr14NMn15 steel:
1 – Wagner's method taking into account the effect of temperature; 2 – the Chipman-Corrigan method; 3 – calculation according to the formulas of V.I. Lakomskyi [10], 4 – calculation according to the formula of Pitkälä J. with co-authors [11]

Experimental determination of the solubility of nitrogen at a temperature of 1923 K showed that the Sieverts constant is 0.306775, and the obtained dependence has the following form:

$$[\%N] = 0.306775 \cdot \sqrt{P_{N_2}}.$$

Thus, it is quite justifiable to estimate the solubility of nitrogen in 10Cr14NMn15 steel according to the formulas of V.I. Lakomskyi. The calculation error in this case is

on the level 5 %.

It is sufficient to maintain the partial pressure of nitrogen in the system at the level of 0.3–0.7 atm to obtain 10Cr14NMn15 steel with a nitrogen content of 0.15–0.25 % when the melt is saturated from the gas phase at a temperature of 1923 K.

References:

1. Григоренко Г.М. Водород и азот в металлах при плазменной плавке / Г. М. Григоренко, Ю. М. Помарин. – Киев: Наукова думка, 1989. – 200 с.

2. Kamali Hamidreza. Void Formation and Crack Propagation in a Cr–Mn–N Metastable Austenitic Stainless Steel During Bending / Hamidreza Kamali, Haibo Xie, Hongyun Bi, E Chang, Haigang Xu, Haifeng Yu, Zhengyi Jiang, Azdiar A. Gazder // Advanced Engineering Materials. –·2022. – Doi: 10.1002/adem.202200891.

Режим доступу: https://www.researchgate.net/publication/365583982

3. Lefor K. Influence of the PM-Processing Route and Nitrogen Content on the Properties of Ni-Free Austenitic Stainless Steel / Kathrin Lefor M. Walter, A. Weddeling, E. Hryha, S. huth, S. Weber, L. Nyborg, W. Theisen // Metallurgical and materials transactions A. – 2015. – V. 46. – P. 1154–1167. DOI: 10.1007/s11661-014-2701-7.

Режим доступу: https://link.springer.com/article/10.1007/s11661-014-2701-7

4. Minha Park The Effects of Recrystallization on Strength and Impact Toughness of Cold-Worked High-Mn Austenitic Steels / Minha Park, Moon Seok Kang, Geon-Woo Park, Eun Young Choi, Hyoung-Chan Kim, Hyoung-Seok Moon, Jong Bae Jeon, Hyunmyung Kim, Se-Hun Kwon, Byung Jun Kim // Metals. – 2019. – V. 9 (9). – 948. Doi:10.3390/met9090948.

Режим доступу: https://www.mdpi.com/2075-4701/9/9/948

5. Wei Wang Temperature Dependence of Tensile Behaviors of Nitrogen-Alloyed Austenitic Stainless Steels / Wei Wang, Wei Yan, Ke Yang, Yiyin Shan, Zhouhua Jiang // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2010. Режим доступу: https://www.researchgate.net/publication/226430970

6. Syahwira Taqwa Triadi. Dynamic plastic deformation induced by repetitive hammering on Cr-Mn austenitic stainless steel // Syahwira Taqwa Triadi, Cherly

Selindiana, Hermawan Judawisastra, Aditianto Ramelan // Metalurgi. – 2022. – V. 37. – № 1. – P. 7 – 14.

Режим доступу: http://dx.doi.org/10.14203/metalurgi.v37i1.618

7. Шипицин С.Я. Механічні та функціональні властивості Cr-(Ni)-Mn-N аустенітних жароміцних і жаростійких сталей // С.Я. Шипицин, І.Ф. Кірчу, Т.В. Степанова, П.М. Кучеренко // Металознавство та обробка матеріалів. – 2019. – Т.91. – № 3. – С. 23-29.

8. Risto Juhani Ilola. Mechanical Properties of Austenitic High-Nitrogen Cr-Ni and Cr-Mn Steels at Low Temperatures / Risto Juhani Ilola, Hannu Eelis Hanninen, Kari Martti Ullakko // ISIJ International. – 1996. – V. 36. – № 7. P. 873-877. DOI: 10.2355/isijinternational.36.873.

Режим доступу: https://www.researchgate.net/publication/290054065

9. Chipman J. Prediction of the solubility of nitrogen in molting steel / J. Chipman, D.A. Corrigan // Trans. AIME. – 1965. – V. 233. – № 7. – P.1249 – 1252.

10. Лакомский В.И. Азот в жидких сталях и шлаках / В.И. Лакомский, В.В. Лакомский. – Киев: Наукова думка, 2012. – 141 с.

11. Pitkälä J. A Study of the Effect of Alloying Elements and Temperature on Nitrogen Solubility in Industrial Stainless Steelmaking / J. Pitkälä, L .Holappa, A. Jokilaakso // Metallurgical and Materials Transactions B: Process Metallurgy and Materials Processing Science. – 2022. – V. 53. – № 4. – P. 2364 – 2376. Advance online publication. Режим доступу: https://doi.org/10.1007/s11663-022-02534-1

Petryk Ivan, Popovych Vasyl, Kucher Serhiy
(IFNTUOG, Ivano-Frankivsk)

THE EFFECT OF CARBIDES ON THE INTERACTION OF HYDROGEN WITH Fe-Ti-C ALLOYS

E-mail: iyap@ukr.net

Hydrogen is an attractive energy source in terms of availability, environmental friendliness and energy efficiency. The development of hydrogen energy is limited by the problems of hydrogen storage. One of ways to solve this problem is the storage of

hydrogen in solid compounds. Ti-Fe is one of these alloys. Ti-Fe alloys are able to absorb and desorb hydrogen under favorable conditions, and they are capable of reversibly absorbing hydrogen up to 1.9 wt. %.

It was established that carbides, in addition to the strengthening effect, are also useful in terms of hydrogen trapping ability. Since diffusible hydrogen may be sufficient to cause failure, well-designed hydrogen trapping sites may be an appropriate strategy to increase resistance to hydrogen embrittlement (HE). Pure iron has the high sensitivity to HE, which is explained by its high diffusion of hydrogen. When studying steels, both carbides and other microstructural features, such as grain boundaries, dislocations, vacancies, etc., can absorb hydrogen in the reversible or irreversible way. The hydrogen trapping behavior of TiC changed according to its coherent or incoherent interfacial character. The semi-coherent interfaces of the TiC precipitate did not trap hydrogen during annealing, but trapped hydrogen during cathodic charging at ambient temperature, for which the desorption activation energy (Ea) is 55.8 kJ/mol. Incoherent TiC was unable to internally trap hydrogen during cathodic charging at ambient temperature, but absorbed hydrogen during thermal treatment. Ea is 116 kJ/mol for coarse incoherent TiC particles in 0.42C-0.30Ti steel annealed at 700 ºC, which decreased to 68 kJ/mol when the material was annealed at 500 ºC. For coherent TiC in steel Ea is from 46 to 59 kJ/mol depending on annealing.

Therefore, it is assumed that the carbides are effective as hydrogen scavengers and contribute to increased resistance to hydrogen-induced property degradation.

Smetankina N.[1], Misiura Ie.[2], Misiura S.[1], [3]
([1] Pidgornyi Institute of Mechanical Engineering Problems of NAS of Ukraine, [2] S. Kuznets KhNUE, [3] NTU "KhPI", Kharkiv)

SOLUTION OF THE PROBLEM OF STATIONARY HEAT CONDUCTION FOR A LAYERED PLATE

E-mail: nsmetankina@ukr.net

Elements of engineering structures are operated in conditions of a wide range of temperature changes [1, 2]. This leads to the need to take into account the influence of the temperature field when calculating their stress-strain state, but first it is necessary to

solve the corresponding problems of thermal conductivity. For objects with a layered structure, problems of thermal conductivity with ideal thermal contact between layers are mainly solved [3, 4]. In reality, there may be a thin intermediate layer of some material between the contacting layers, therefore, among the boundary value problems of thermal conductivity and thermoelasticity, the problems for layered structures with non-ideal thermal contact between the layers are of significant interest. Plates are important elements of various engineering structures, therefore, the study of their deformation characteristics under the influence of thermal loads is an urgent task.

The work considers a three-dimensional stationary heat conduction problem for a layered plate with non-ideal thermal contact between the layers, for which an exact analytical solution is constructed. Temperature distributions are given on the upper and lower surfaces of the plate. The problem is solved using a double integral Fourier transform. The temperature in the layers is represented as a linear combination of two auxiliary functions. The solution of the problem is obtained in a form convenient for numerical implementation. The obtained temperature distributions were compared with the results obtained by other methods. In the future, it is planned to apply the specified method to solving the problem of thermoelasticity [5] for a layered plate with non-ideal thermal contact.

References:

1. Smetankina N., Semenets O., Merkulova A., Merkulov D., Misura S. Two-stage optimization of laminated composite elements with minimal mass. 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

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

3. Malykhina A. I., Merkulov D. O., Postnyi O. V., Smetankina N. V. Stationary problem of heat conductivity for complex-shape multilayer plates. Bulletin of V.N.

Karazin Kharkiv National University. Series “Mathematical modeling. Information technology. Automated control system”. 2019. Vol. 41. P. 46–54. https://doi.org/10.26565/2304-6201-2019-41-05

4. Smetankina N., Postnyi O. Nonstationary heat conduction in multilayer glazing subjected to distributed sources. Informatyka, Automatyka, Pomiary w Gospodarce i Ochronie Środowiska. 2020. Vol. 10, No 2. P. 28–31. https://doi.org/10.35784/iapgos.930

5. Smetankina N., Merkulova A., Merkulov D., Misura S., Misiura Ie. Modelling thermal stresses in laminated aircraft elements of a complex form with account of heat sources. ICoRSE 2022. Lecture Notes in Networks and Systems. 2023. Vol. 534. Springer, Cham. P. 233–246. https://doi.org/10.1007/978-3-031-15944-2_22

Sovysko Artemii
(International School of Brno, Czech Republic)

APPLICATION OF COMPLEX NUMBERS IN ENGINEERING CALCULATIONS

E-mail: artemii.s@isob.cz

This study examines the use of complex numbers in calculations, knowledge of which is very useful for studying and better understanding processes in electrical and electronic engineering. Complex numbers are a universal tool in engineering, for example, in the transmission, transformation and use of energy in large electrical networks and the creation of various units with electrical circuits. The basis of this engineering lies in the properties of potential difference and electric current. Thus, the key factors of research, analysis and calculations depend on the approach:

– theoretical, from the point of view of physics, which involves understanding the processes in electrical circuits;

– practical, from the point of view of mathematics, which takes into account knowledge of complex numbers and the ability to solve complex mathematical problems.

Complex numbers are widely used in most industries, such as engineering physics, especially in computing and electrical operations.

The significance of the work lies in the simplification of calculations involving changes in resistance, current and voltage. For example, taking linear diagrams, this mathematical tool allows you to perform complex and multi-operational calculations, solving linear equations and exponential functions.

Complex number $\boldsymbol{z}$ is an element of the calculation system that goes beyond the real number and is represented by the sum of the real part **a** and imaginary part **b** as follows**:**

$$\boldsymbol{z = a + bi}$$

An example of the use of complex numbers in electrical engineering is and represents impedance in alternating current circuits (Fig. 1):

$$|\mathbf{Z}| = \sqrt{R^2 + (X_L - X_c)^2} = \sqrt{R^2 + X^2}$$

where **R** means that the resistance is the real part on the complex plane because it represents the active power, and **X** means the net reactance, which is represented as the imaginary part on the complex plane [1].

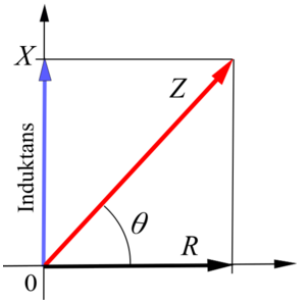


Fig 1. Impedance

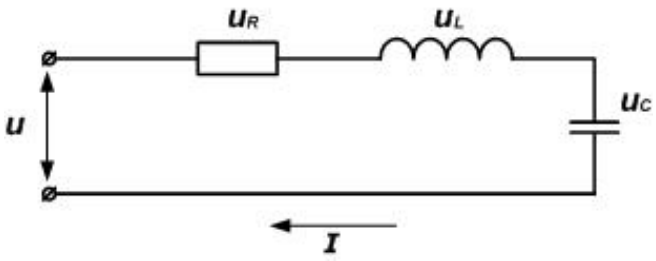


Fig. 2. Schematic diagram of the RLC series

An example of impedance calculation for a series RLC circuit (Fig. 2) [2]: a series circuit is given, consisting of a resistor (12 Om), an inductor (0.15 Hr), a capacitor (10 F) and an alternating voltage source (100 V, frequency 50 Hz).

Now, knowing the current, the potential difference across the capacitor, inductor and resistor we calculate the alternating current. Given the source voltage and impedance, Ohm's law can be applied, where impedance replaces resistance:

$$Z_{total} = \sqrt{R^2 + (X_L - X_C)^2}\, tan^{-1}\left(\frac{X_L - X_C}{R}\right) = tan^{-1}\left(\frac{15.29}{12}\right) =$$

$$= 19.44 < 51.87^0 \Omega$$

$$I = \frac{V_{source}}{Z_{total}} = \frac{100}{19.44} < (0^o - 51.87^o) = 5.14^o < 51.87^o$$

Now, knowing the current, the potential difference across the capacitor, inductor and resistor we get:

$$V_R = IZ_R = 5.14 < -51.87^o \times 12 = 61.7 < -51.87^o V$$
$$V_C = IZ_C = 5.14 < -51.87^o \times 31.83 < -90^o =$$
$$= 163.6 < [-51.87^o + (-90^o)] = 163.6 < -141.87^o V$$
$$V_L = IZ_L = 5.14 < -51.87^o \times 47.12 < 90^o = 163.6 < [-51.87^o + (90^o)]$$
$$= 242.2 < 38.13^o V.$$

The voltage across the inductor V gives exactly 180°, indicating that the capacitor and inductor are out of phase by $\pi\, rad$ [4].

Phasors are complex representations of sinusoidal functions and are used to depict the relationship between multiple alternating voltages and currents with the same angular frequency $\boldsymbol{\omega = 2\pi f}$ [5].

The calculation of sinusoidal currents and voltages involves complex differential equations common to circuit analysis that can be simplified to algebraic equations using vectors [6].

With the help of vector measurement units (PMU), the analysis and monitoring of the dynamics of the power system has become more efficient, which makes it possible to measure the phase angles between identical vectors in different places of a large power system, the entire network, including power plants and many consumers.

The sinusoidal signal has a formula and graphical interpretation (Fig. 3). The phase of a variable quantity at any moment in time can be represented by a vector diagram, which means they can be considered as “functions of time”.

A complete sine wave can be represented by a single vector rotating at an angular velocity of $\boldsymbol{\omega = 2\pi f}$, where $\boldsymbol{f}$ is the frequency of the waveform.

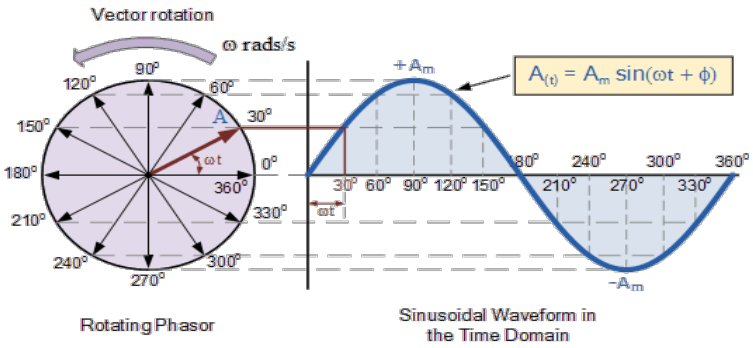


Fig. 3. Vector diagram [6]

A sine wave is a cosine wave shifted by - 90°. When working with sine or cosine waves at an angle, the following rules apply:

$$sin\ (\omega t + \varphi) = cos\ (\omega t + \varphi - 90^o\ )$$

When comparing two sine waves, it is most common to express their relationship as a sine or cosine with positive amplitudes, and this is achieved using the mathematical identities above.

Using the above relationships, we can convert any sine wave with or without angular difference or phase difference into a cosine wave or vice versa.

Adding or subtracting 180 degrees from the argument will change the negative amplitude to positive [6].

Determining the output signals and reactions of systems plays an important role in electronics, such as calculating current and voltage that vary over time. A tool such as Fourier series has been specially developed to work with periodic functions. The most prominent application of Fourier series is seen in the audio industry, where this mathematical tool is suitable for filtering and compressing signals. Noise canceling is present in many modern headphones and sound filters are possible thanks to the Fourier series algorithm embedded in them, which recognizes signal patterns and removes background noise or noise at certain places in the frequency of the sound wave. The series for the periodic function $\boldsymbol{f(t)}$ is determined by the formula:

$$f(t) = a_0 + \sum_{n=1}^{\infty} (a_n\ cos\ cos\ n\ \omega_0 t + b_n\ sin\ sin\ n\omega_0\ w\ t)$$

As a result of a series of transformations, we obtain a detailed formula for complex exponential Fourier series [9]:

$$f(t) = \sum_{n=-\infty}^{\infty} \left(\frac{1}{2T_0} \int_{-T_0}^{+T_0} f(t) e^{-jn\omega_0 t} \, dt \right) e^{-jn\omega_0 t} = \sum_{n=-\infty}^{\infty} c_n e^{jn\omega_0 t} .$$

The output voltage function must be converted from general to Cartesian form; the complex conjugate solution will not change if the complex conjugate is taken instead.

Conclusion:

1. The fundamental use of this mathematical tool and the importance of complex numbers are shown using examples of calculations of impedance, vectors and Fourier series.

2. When performing calculations based on various properties of complex numbers, the transformation and simplification of equations is shown.

3. It has been confirmed [6] that the phasor is a quantity as a number that “has magnitude” and as a vector that “has direction”.

References:

1. Agarwal, T. (2016, 7 5). Electrical Impedance and Its Applications. ElProCus. Retrieved December 3, 2023, from https://www.elprocus.com/electrical-impedance-and-its-applications/.

2. Inductance of a Coil and Self Inductance Tutorial. (2013, 8 14). Electronics Tutorials. Retrieved December 3, 2023, from https://www.electronics-tutorials.ws/inductor/inductance.html/.

3. Collins, L. (2019, January 5). Notes on phasors in electrical engineering | Logan Thrasher Collins.com. Logan Thrasher Collins. Retrieved December 3, 2023, from https://logancollinsblog.com/2019/01/05/notes-on-phasors-in-electrical-engineeri ng/.

4. Storr, W. (2013, 8 27). Resistors in Series - Series Connected Resistors. Electronics Tutorials. Retrieved December 3, 2023, from https://www.electronics-tutorials.ws/resistor/res_3.html.

5. (2016, September 22). EE301 – PHASORS, COMPLEX NUMBERS IN AC AND IMPEDANCE Learning Objectives Suppose you had to shape a block of steel into the US. Retrieved December 3, 2023, from https://www.usna.edu/ECE/ee301/Lecture%20Notes/EE301_Lesson_14a_Phasors_and_Complex_Numbers_in_AC.pdf.

6. https://engrhub.blogspot.com/2015/06/phasors-mathematical-relationships-and.html.

7. Arar, S. (2022, October 16). Fourier Series Circuit Analysis—An Intro to Fourier Series Representation - Technical Articles. All About Circuits. Retrieved December 3, 2023, from https://www.allaboutcircuits.com/technical-articles/fourier-series-circuit-analysis-a n-introduction-to-fourier-series-representation/.

8. Dong, Z., Zhang, P., Ma, J., Zhao, J., Ali, M., Meng, K., & Yin, X. (2010). Emerging Techniques in Power System Analysis. Higher Education Press electronics tutorials. (2013, 6 25). Series RLC Circuit and RLC Series Circuit Analysis. Electronics Tutorials. Retrieved December 3, 2023, from https://www.electronics-tutorials.ws/accircuits/series-circuit.html.

9. Jain, S. (2023, October 6). Laplace Transform in Circuit Analysis. GeeksforGeeks. Retrieved February 12, 2024, from https://www.geeksforgeeks.org/laplace-transform-in-circuit-analysis/.

Velychkovych Andrii, Andrusyak Andriy, Petryk Ivan
(IFNTUOG, Ivano-Frankivsk)

THE METHOD FOR DETERMINING THE REACTION IN THE ADJUSTABLE SUPPORT OF AN OVERPASS OIL PIPELINE

E-mail: a_velychkovych@ukr.net

Consider the model of the two-section overpass of the oil pipeline in Fig. 1, which is built in a mountainous area. The overpass consists of the above-ground section *BC* with the length of $2l$, equipped with the adjustable support *K*, and the adjacent underground sections *AB* and *CD*, which rest on the soil base (placed on the bottom of the trench). The length of the underground sections of the oil pipeline is much longer than the above-

ground section. During the construction of the oil pipeline, hot-rolled seamless steel pipes were used.

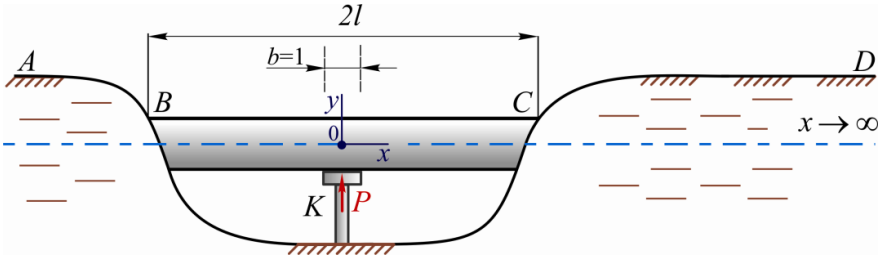


Fig. 1. The model of the two-section overpass of the oil pipeline

The effect of volume forces and operating loads on the support *K* will cause a reaction *P*. To assess the behavior of the oil pipeline, it is necessary to have the method of determining the reaction to any external influences (including adjustment of the support, during abnormal changes in the properties of the soil base, etc.).

The above-ground part *KC* of the structure was modeled with an elastic tubular rod of fixed length, which has support with a one-way connection on the left end (there may be an installation gap δ between the support and the pipe). The underground section *CD*, lay directly on the natural soil base and loaded from above with backfill soil, was modeled by a semi-infinite beam with an annular cross-section interacting with a linear-elastic base (Fig. 2). Standard operating loads on the oil pipeline consist of the structure's own weight, the weight of the petroleum product filling the pipes, and the standard load from the weight of the soil used to fill the trenches with underground pipe sections. The totality of the listed force influences on the calculation scheme was presented in the form of distributed loads q_i.

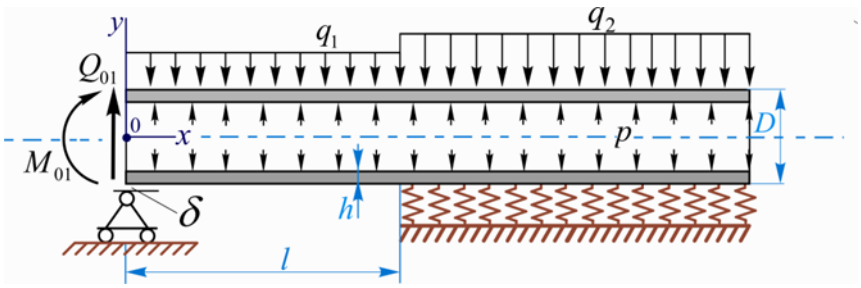


Fig. 2. The scheme for calculating the above-ground overpass of the oil pipeline with the intermediate support

The system of differential equations of equilibrium in displacements, which describe the deformation of the oil pipeline sections, has the following form:

$$EJ_z \frac{d^4 w_{y1}}{dx^4} + q_1 = 0, \quad x \in [0, l); \tag{1}$$

$$EJ_z \frac{d^4 w_{y2}}{dx^4} + Dk_y w_{y2} = q_2, \quad x_2 \in [l, \infty), \tag{2}$$

where w_{y1}, w_{y2} are transverse movements of the above-ground and underground sections of the oil pipeline, respectively; E is Young's modulus of the pipe material; J_z is the axial moment of inertia of the pipe cross-section; D is the pipe diameter; and k_y is the bed coefficient of the soil base.

To obtain the solution of the system of Equations (1) and (2), the method of initial parameters proposed by the authors of the article in their previous publication [1, 2] was applied. As a result, we obtain the following solving equation:

$$\mathbf{A}\vec{\mathbf{X}} + \vec{\mathbf{\Delta}} = 0, \tag{3}$$

where, respectively, the matrix of coefficients $\mathbf{A}$, the vector of free members $\vec{\mathbf{\Delta}}$ and the vector of unknown static initial parameters $\vec{\mathbf{X}}$ have the form (4).

The solution of Equation (3) gives us the value of the transverse force Q_{01} and the bending moment M_{01} in the middle of the above-ground section, and at the beginning of the underground section are Q_{02}, M_{02}.

$$\mathbf{A} = \begin{vmatrix} 1 & 1 & 0 & 0 \\ l & 0 & 1 & 1 \\ \dfrac{l^2}{2EJ_z} & -\dfrac{2\beta^2}{Dk_y} & \dfrac{l}{EJ_z} & -\dfrac{4\beta^3}{Dk_y} \\ \dfrac{l^3}{6EJ_z} & \dfrac{2\beta}{Dk_y} & \dfrac{l^2}{2EJ_z} & \dfrac{2\beta^2}{Dk_y} \end{vmatrix}, \quad \vec{\mathbf{\Delta}} = \begin{vmatrix} -q_1 l \\ -\dfrac{q_1 l^2}{2} \\ -\dfrac{q_1 l^3}{6EJ_z} \\ \delta - \dfrac{q_1 l^4}{24EJ_z} - \dfrac{q_2}{Dk_y} \end{vmatrix}, \quad \vec{\mathbf{X}} = \begin{vmatrix} Q_{01} \\ Q_{02} \\ M_{01} \\ M_{02} \end{vmatrix}. \tag{4}$$

Then, the equations of transverse forces and bending moments for the oil pipeline can be written in the following form:

$$Q(x) = (Q_{01} - q_1 x)H(l - x) + (2\beta M_{02}\eta_3(x - l) - Q_{02}\eta_2(x - l))H(x - l), \tag{5}$$

$$M(x)=\left(M_{01}+Q_{01}x-\frac{q_1x^2}{2}\right)H(l-x)-\left(M_{02}\eta_1(x-l)+\frac{Q_{02}}{\beta}\eta_3(x-l)\right)H(x-l), \quad (6)$$

where $\beta=\sqrt[4]{k_yD/4EJ_z}$ is a coefficient, $H(x)$ is Heaviside's function; $\eta_1(x)=e^{-\beta x}(\cos\beta x+\sin\beta x)$; $\eta_2(x)=e^{-\beta x}(\cos\beta x-\sin\beta x)$; $\eta_3(x)=e^{-\beta x}\sin\beta x$.

The support reaction of the oil pipeline is equal to the jump in the transverse force curve that occurs above the overpass support. A characteristic feature of the presented dependences (5), (6) is the wave-like changes in the functions of internal loads at the beginning of the underground section of the oil pipeline with gradual damping when moving away from the edge of this section. We call such an effect the marginal effect of the change in the stress state of the underground section of the oil pipeline, and the length over which this effect has significant manifestations is the length of the marginal effect. The damping of the marginal effect is explained by the presence in Equations (5) and (6) of the functions η_i, which contain the multiplier $e^{-\beta x}$. This multiplier goes to zero if the product βx goes to infinity.

References:

1. Velychkovych, A.; Andrusyak, A.; Pryhorovska, T.; Ropyak, L. Analytical model of oil pipeline overground transitions, laid in mountain areas. *Oil Gas Sci. Technol*. 2019, 74, 65.

2. Dutkiewicz, M.; Velychkovych, A.; Andrusyak, A.; Petryk, I.; Kychma, A. Analytical Model of Interaction of an Oil Pipeline with a Support of an Overpass Built in a Mountainous Area. *Energies* 2023, *16*, 4464.

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

MODERN TECHNOLOGY IS TRANSFORMING LANGUAGE LEARNING AND COMMUNICATION

Introduction. In today's increasingly interconnected world, the ability to communicate across linguistic boundaries has become not only advantageous but

essential. Multilingualism, once considered a specialized skill, is now recognized as a fundamental asset for navigating globalized societies, fostering cultural understanding, and unlocking economic opportunities. As globalization accelerates and digital technologies continue to advance, the landscape of multilingualism is undergoing a profound transformation, propelled by innovative tools and platforms that are reshaping the way we learn, translate, and communicate in multiple languages.

The convergence of globalization and digital connectivity has ushered in an era of unprecedented linguistic diversity and intercultural exchange. People from different linguistic backgrounds interact daily, whether through business transactions, academic collaborations, or social media interactions. In this dynamic and multicultural landscape, the ability to speak multiple languages has emerged as a key facilitator of communication, enabling individuals to bridge cultural divides, forge meaningful connections, and thrive in diverse environments.

At the heart of this multilingual revolution lies modern technology, which has democratized language learning, translation, and communication, making these essential skills more accessible and inclusive than ever before. From mobile language learning apps to advanced machine translation technologies, voice recognition software, language teaching robots, and online language communities, the possibilities for multilingualism are vast and diverse, offering individuals unprecedented opportunities to engage with languages and cultures in meaningful and transformative ways.

In this article, we will explore how modern technology is revolutionizing the world of multilingualism. We will delve into the innovative tools and platforms that are empowering individuals to learn new languages, break down language barriers, and connect with people from around the world. From the classroom to the boardroom, from the streets of urban centres to the farthest reaches of the internet, modern technology is transforming the way we think about language and culture, opening up new horizons for communication, collaboration, and understanding in an increasingly interconnected global society. Join us as we embark on a journey into the multilingual revolution of the 21st century, where language is no longer a barrier but a bridge to a more inclusive, interconnected, and harmonious world.

In an era defined by globalization and digital connectivity, multilingualism has emerged as a crucial skill and a gateway to cultural exchange, economic opportunity, and global understanding. With the advent of modern technology, the landscape of multilingualism is undergoing a profound transformation, with innovative tools and platforms revolutionizing language learning, translation, and communication across borders. In this article, we explore the various ways in which modern technology is shaping the world of multilingualism and empowering individuals to engage with languages and cultures in unprecedented ways.

Language Learning Apps. Mobile applications have revolutionized language learning, making it more accessible, convenient, and personalized than ever before.

Hubbard, P., Braden-Harder, L. (2020) studied and proved the benefits of different applications on language acquisition. Apps such as Duolingo, Babbel, Rosetta Stone, and Lingodeer offer interactive language courses in multiple languages, leveraging gamification, spaced repetition, and adaptive learning algorithms to create engaging and effective learning experiences. Users can learn at their own pace, track their progress, and practice their language skills anytime, anywhere, using their smartphones or tablets. These apps also offer a wide range of languages, including less commonly taught languages, providing learners with opportunities to explore diverse linguistic landscapes.

Machine Translation. Machine translation technologies have transformed the way we communicate across language barriers, enabling instant translation of text and speech in real-time. Vaswani, A. (2017) introduced the transformer architecture, which revolutionized the way machine learning models handle sequential data.

Platforms like Google Translate, Microsoft Translator, DeepL, and Translate.com use artificial intelligence and neural machine translation algorithms to translate content between multiple languages with remarkable accuracy and speed. These tools facilitate cross-cultural communication, knowledge sharing, and access to information in diverse linguistic contexts, bridging the gap between speakers of different languages. Moreover, advancements in machine translation technology have led to the development of specialized translation tools for specific domains, such as legal, medical, and technical translation, further expanding the applications of multilingual communication.

Language Learning Platforms. Online language learning platforms offer a wealth of resources and services for language learners, catering to diverse learning styles, preferences, and goals. Platforms like FluentU, Memrise, iTalki, and Coursera provide a wide range of multimedia content, interactive lessons, virtual tutors, and language exchange opportunities, enabling users to immerse themselves in their target language and culture. Godwin-Jones, R. (2011) pointed out the role of technology in language learning and focused on the platform iTalki which facilitates autonomous learning by providing learners with access to a diverse range of language resources and opportunities for interaction.

These platforms leverage technology to create dynamic and engaging learning environments, fostering language acquisition, fluency, and cultural competence. Additionally, online language courses and certifications offered by universities and educational institutions allow learners to formalize their language skills and enhance their professional prospects.

Language Teaching Robots. Language teaching robots represent the cutting edge of language education technology, using artificial intelligence, natural language processing, and interactive dialogue to engage learners in immersive language learning experiences.

Kennedy, J., Baxter, P. (2014) propose a framework where robots adapt their teaching strategies based on individual student responses and learning styles. This adaptive approach aims to personalize the learning experience for students, leading to improved engagement and learning outcomes. The study explores how robots can dynamically adjust their interactions with students to provide tailored support and feedback, ultimately fostering a more effective learning environment.

Robots like EMYS (Educational MY Smart Robot), TALKing, and Nao employ interactive dialogue, facial expressions, and personalized feedback to support language learning and practice. These robots provide a novel and engaging approach to language education, particularly for children and individuals with diverse learning needs. Moreover, language teaching robots have the potential to assist language teachers in

classroom settings, enhancing the effectiveness of language instruction and providing personalized support to students.

Voice Recognition Technology. Voice recognition technology has revolutionized human-computer interaction, enabling users to interact with devices and applications using natural language commands and speech input. Virtual assistants like Apple's Siri, Amazon's Alexa, Google Assistant, and Microsoft's Cortana understand and respond to users' spoken requests in multiple languages, facilitating hands-free communication and access to information. These technologies support multilingualism by breaking down language barriers and making communication more intuitive and accessible across linguistic boundaries. Moreover, advancements in voice recognition technology have led to the development of language learning applications and interactive language games that utilize speech recognition for pronunciation practice and language assessment.

The work of Lee, H. (2018) provides an overview of voice recognition technology, including its current applications, challenges, and potential future trends. The author discusses how voice recognition technology has evolved and expanded its use in various fields such as virtual assistants, speech-to-text systems, and voice-controlled devices.

Online Language Communities. Social networking platforms and online communities have become invaluable resources for language learners, providing opportunities for language practice, cultural exchange, and collaborative learning. Belz, J. A., Thorne, S. L. (2006) studied and proved that the involvement of students in online language exchange programs with the aim of meaningful interactions with native speakers of the target language will obviously lead to enhanced language proficiency and intercultural competence. Platforms like Reddit's language learning subreddits, language exchange websites like Tandem, HelloTalk, and Speaky, and language-specific forums and chat groups connect language enthusiasts from around the world, enabling them to share resources, ask questions, and practice conversational skills in a supportive and interactive online environment. Moreover, language learning communities facilitate cross-cultural communication and friendship, allowing individuals to connect with speakers of different languages and explore diverse cultural perspectives.

Conclusion. In conclusion, the multilingual revolution propelled by modern technology represents a seismic shift in the way we approach language learning, translation, and communication in the 21st century. From the palm of our hands to the depths of cyberspace, technology has empowered individuals to embrace multilingualism as never before, breaking down linguistic barriers and fostering a more inclusive and interconnected global community.

As we reflect on the innovations and advancements discussed in this article, it becomes evident that the opportunities afforded by modern technology are boundless. Mobile language learning apps provide personalized and accessible language instruction, machine translation technologies enable seamless communication across linguistic divides, language teaching robots offer interactive and engaging language education experiences, voice recognition technology facilitates hands-free multilingual communication, and online language communities connect language enthusiasts from around the world, fostering cultural exchange and collaboration.

However, amidst the excitement and optimism surrounding the multilingual revolution, it is important to recognize the challenges and complexities that lie ahead. Technology alone cannot replace the rich tapestry of human interaction and cultural exchange that underpins true multilingualism. Moreover, issues such as digital divide, linguistic discrimination, and the erosion of linguistic diversity must be addressed to ensure that the benefits of modern technology are accessible to all. Nevertheless, the potential for positive impact is immense. By harnessing the power of modern technology, we have the opportunity to create a world where linguistic diversity is celebrated, communication barriers are dismantled, and cultural understanding flourishes. As we continue to embrace the multilingual revolution, let us remember that language is not merely a means of communication but a bridge that connects us all, uniting us in our shared humanity and collective aspirations for a brighter, more inclusive future.

References:

1. Belz, J. A., Thorne, S. L. (2006). Internet-mediated intercultural foreign language education. *Language Learning & Technology,* 10(3), 96–117.

2. Godwin-Jones, R. (2011). Emerging technologies: Autonomous learning showcased by iTalki. *Language Learning & Technology,* 15(3), 9–12.

3. Hubbard, P., Braden-Harder, L. (2020). The Effectiveness of Mobile Apps for Language Learning: A Review of the Literature. *Journal of Educational Multimedia and Hypermedia,* 29(1), 49–66.

4. Kennedy, J., Baxter, P. (2014). The robot will learn using adaptive teaching to improve student engagement. *Journal of Human-Robot Interaction,* 3(2), 27–57.

5. Lee, H. (2018). Voice Recognition Technology: A Review of Its Applications, Challenges, and Future Trends. *Journal of Computational Linguistics and Applications,* 9(1), 1–14.

6. Vaswani, A. (2017). Attention Is All You Need. *Advances in Neural Information Processing Systems,* 30.

Афтанділянц Є.Г.
(НУБіП, Київ)

ВПЛИВ СТРУКТУРИ ТА ТЕМПЕРАТУРИ ГАРТУВАННЯ НА МІЦНІСТЬ СТАЛІ НА ЗГИН

E-mail: aftyev@yahoo.com

Дослідження впливу структури та температури гартування на міцність сталі на згин обумовлено широкою розповсюдженістю цієї схеми навантаження в реальних умовах експлуатації сталей. Іспит на згин проводили в умовах прикладання навантаження зосередженою силою на середину відстані між опорами. Випробування проводили на зразках з вуглецевої сталі діаметром 10 мм та довжиною 340 мм, на відстані між опорами 300 мм.

Вміст вуглецю, розмір зерна аустеніту, температура гартування та міцність при згинанні вуглецевих сталей після гартування в воду та відпуску при 150 ^{o}C протягом 1 години.

Таблиця 1 – Абсолютний (індекс (abs)) та відносно вмісту в сталі (індекс (rel)) вміст вуглецю в мартенситі (C_{mar}), карбідах заліза (C_{Fe3C}), розмір зерна аустеніту (D_{aust}), температура гартування (t_q) та міцність при згинанні (σ_b) вуглецевих сталей після гартування в воду та відпуску при 150 °С протягом 1 години

Вміст вуглецю, %					t_q, °С	D_{aust}, мм	σ_b, МПа
абсолютний			відносно вмісту в сталі				
в сталі	C_{mar}^{abs}	C_{Fe3C}^{abs}	C_{mar}^{rel}	C_{Fe3C}^{rel}			
0,68	0,60	0,08	88,2	11,8	780	0,0265	1160
0,68	0,63	0,05	92,6	7,4	825	0,0750	745
0,96	0,85	0,11	88,5	11,5	780	0,0310	1100
0,96	0,89	0,07	92,7	7,3	825	0,0750	680
1,14	0,85	0,29	74,6	25,4	780	0,0167	1200
1,14	0,90	0,24	78,9	21,1	825	0,0440	840

Шляхом множинного кореляційного аналізу досліджували вплив вуглецю, що розчинений в мартенситі (C_{mar}), зв'язаний в карбіди заліза (C_{Fe3C}) та температури гартування (t_q) на розмір зерна аустеніту (D_{aust}), а також вплив розміру зерна аустеніту (D_{aust}) на міцність при згинанні (σ_b) вуглецевих сталей після гартування в воду та відпуску при 150 °С протягом 1 години.

Множинний кореляційний аналіз показав, що на розмір зерна аустеніту (D_{aust}) значимий вплив оказують відносний вміст вуглецю в цементиті (C_{Fe3C}^{rel}) і температура гартування сталі в воді (t_q). Розглянуті фактори впливають наступним чином.

$$D_{aust} = -0{,}525 - 1{,}56 \cdot 10^{-3} \cdot C_{Fe3C}^{rel} + 7{,}37 \cdot 10^{-4} \cdot t_q , \quad (1),$$

$$R = 0{,}979;\ \delta = 14{,}1\%;$$

де R – коефіцієнт множинної кореляції;

δ – середня помилка апроксимації.

Аналіз рівняння (1) показує, що збільшення кількості вуглецю в карбідах заліза з 7 до 25 %, за постійної температурі гартування 800 °С, призводить до зменшення розміру зерна аустеніту з 0,054 до 0,026 мм, тобто в 2,1 рази (рис. 1).

Підвищення температури гартування з 780 °С до 840 °С, за постійної кількості вуглецю в карбідах заліза 14 %, оказує зворотній вплив, збільшуючи розмір зерна аустеніту з 0,028 до 0,072 мм, тобто в 2,6 рази (рис. 1). Оцінюючи ефективність впливу факторів за критерієм Стьюдента (t_{st}) слід відзначити, що вплив температури гартування ($t_{st(q)}$ = 5,9) в 1,6 рази більш ефективний ніж вміст вуглецю в карбідах заліза ($t_{st(Cfe3c)}$ = 3,8).

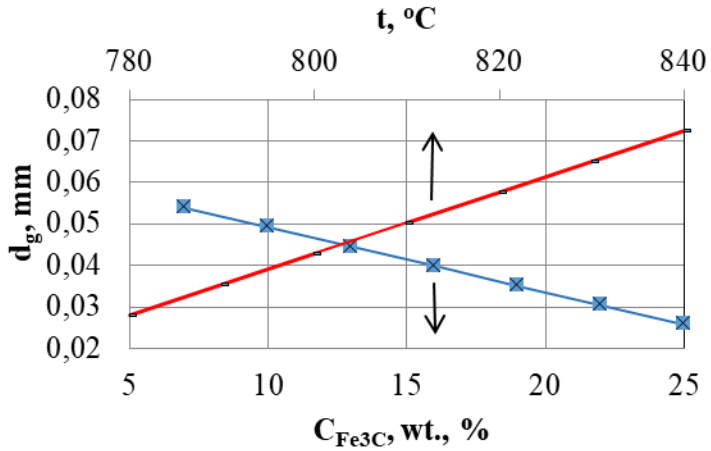


Рис. 1. Вплив кількості вуглецю в карбідах заліза, при температурі гартування 800 °С і температури гартування, при вмісті вуглецю в карбідах заліза 14 %, на розмір зерна аустеніту

Дослідження вихідних факторів на міцність сталі при згинанні (σ_b) показало, що значимий вплив оказують розмір зерна аустеніту (D_{aust}) і температура гартування сталі в воді (t_q). Розглянуті фактори впливають наступним чином.

$$\sigma_b = 5082,7 - 4457 \cdot D_{aust} - 4,9 \cdot t_q \,, \qquad (2),$$

$$R = 0,994;\ \delta = 2,4\%;$$

де R – коефіцієнт множинної кореляції;

δ – середня помилка апроксимації.

Аналіз рівняння (2) показує, що збільшення розміру зерна аустеніту з 0,015 до 0,075 мм, за постійної температурі гартування 800 °С, призводить до зменшення міцності сталі на згин з 1099 МПа до 831 МПа, тобто на 24,3 % (рис. 2). Підвищення температури гартування з 780 °С до 840 °С, при постійному розмірі зерна аустеніту 0,05 мм, зменшує міцність сталі на згин з 1041 МПа до 747 МПа, тобто на 28,2 % (рис. 2).

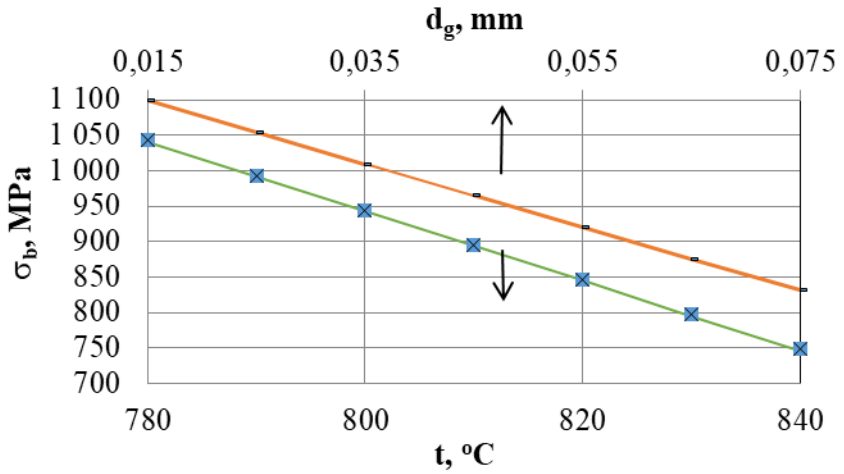


Рис. 2. Вплив розміру зерна аустеніту при температурі гартування 800 °С і температури гартування при розмірі зерна аустеніту 0,05 мм на міцність сталі на згин

Оцінюючи ефективність впливу факторів за критерієм Стьюдента (t_{st}), слід відзначити, що вплив температури гартування ($t_{st(q)} = 4,1$) на 8 % більш ефективний, ніж розмір зерна аустеніту ($t_{st(Daust)} = 3,8$).

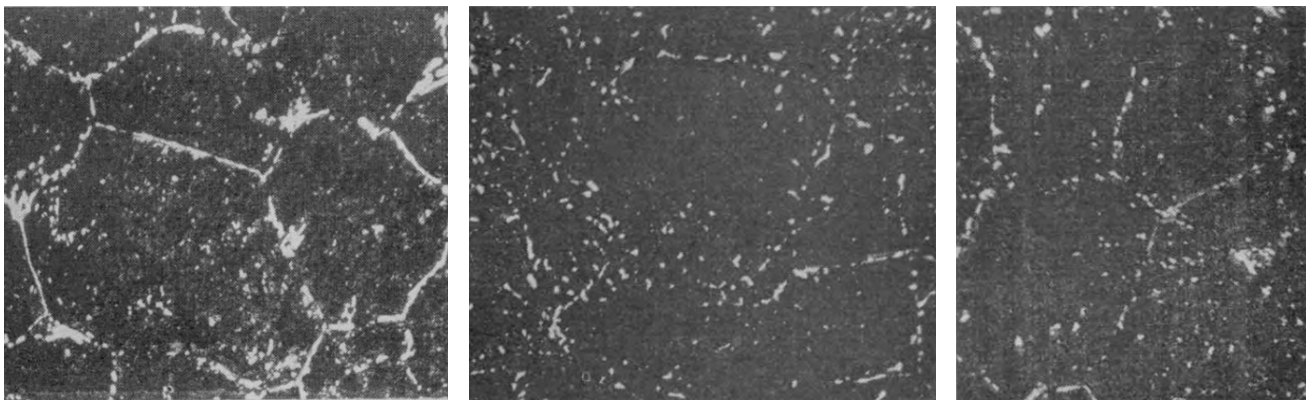
Встановлені закономірності показують, що розмір зерна аустеніту і міцність на згин вуглецевої сталі, загартованої в воді і відпущеної при 150 °С, з імовірністю 95 % визначаються відносним вмістом вуглецю в карбідах заліза і температурою гартування. Показано, що вплив температури гартування більш ефективний, ніж структурних факторів.

Афтанділянц Є.Г.
(НУБіП, Київ)

ВПЛИВ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ НА ВИДІЛЕННЯ ТА РОЗЧИНЕННЯ КАРБІДІВ В ЗАЕВТЕКТОЇДНИХ СТАЛЯХ

E-mail: aftyev@yahoo.com

Особливістю формування структури заевтектоїдних сталей при охолодженні після затвердіння або перекристалізації є виділення карбідів та утворення карбідної сітки на межах зерен у процесі перетворення аустеніту на перліт, що призводить до погіршення пластичних властивостей та розвитку крихкості сталі (рис. 1).



а б в

Рис. 1. Карбідна сітка сталей У12А (а), ШХ15 (б), ХВГ (в). Збільшення – 500

Перетворення аустеніту на перліт включає наступні етапи:

1. Утворення зародків карбідів цементитного типу в аустеніті.

2. Перетворення аустеніту на ферит у прилеглих зонах з низьким вмістом вуглецю.

3. Зростання карбідів у фериті.

Процес утворення аустеніту при нагріванні починається з перетворення фериту на аустеніт і подальшому розчинення в ньому карбідів.

Дослідження процесу формування та розчинення карбідів у заевтектоїдних сталях проводили на інструментальних сталях У12А, ШХ15 та ХВГ.

За інтегральний параметр хімічного складу сталі прийняли її вуглецевий еквівалент, який визначали за такою формулою:

$$C_{\text{екв}} = \text{C} + \frac{\text{Si}}{24} + \frac{\text{Mn}}{6} + \frac{\text{Cu}}{13} + \frac{\text{Cr}}{5} + \frac{\text{Ni}}{40} + \frac{\text{P}}{2} + \frac{\text{V}}{14}, \qquad (1)$$

де C, Mn, Si, Cr, Ni, Cu, V, P – масові частки вуглецю, марганцю, кремнію, хрому, нікелю, міді, ванадію та фосфору, %.

Хімічний склад, вуглецевий еквівалент і температури фазових перетворень сталей наведені у табл. 1.

Таблиця 1 – Хімічний склад, вуглецевий еквівалент ($C_{екв}$) і температури початку (t_{ac1}) і закінчення (t_{ac3}) перетворення перліту на аустеніт при нагріванні та закінчення перетворення аустеніту на перліт (t_{ar1}) при охолодженні.

Сталь	Вміст елементів, мас.частка %								Температура, °С		
	C	Si	Mn	Cr	W	S	P	$C_{екв}$	t_{ac1}	t_{ac3}	t_{ar1}
У12А	1,20	0,25	0,23	-	-	0,018	0,025	1,25	726	875	700
ХВГ	0,98	0,25	0,95	1,05	1,4	0,028	0,030	1,39	751	940	705
ШХ15	1,00	0,27	0,30	1,5	-	0,020	0,027	1,43	746	900	710

Температури початку коагуляції та розчинення карбідів при нагріванні (t_{ch}) та закінчення виділення при охолодженні (t_{pc}) визначали шляхом аналізу структури сталей після гартування при досліджених температурах. Результати визначення температур початку коагуляції та розчинення карбідів при нагріванні (t_{ch}) та закінчення їх виділення та зростання при охолодженні (t_{pc}) наведено у таблиці 2.

Таблиця 2 – Температури початку коагуляції та розчинення карбідів при нагріванні (t_{ch}) та закінчення виділення та зростання карбідів при охолодженні (t_{pc}) досліджених сталей.

Сталь	Температура, °С	
	початок коагуляції та розчинення карбідів при нагріванні (t_{ch})	закінчення виділення та зростання карбідів при охолодженні (t_{pc})
У12А	780	715
ХВГ	830	790
ШХ15	830	800

Аналіз впливу вуглецевого еквівалента на температуру початку коагуляції та розчинення карбідів при нагріванні показав, що зі збільшенням вмісту вуглецю та хрому в сталі збільшується величина перегрівання над температурою початку

перетворення фериту на аустеніт ($\Delta t_{ch} = t_{ch} - t_{ac1}$) та процес розчинення карбідів починається при перегріванні над точкою t_{ac1} для сталі У12А на 55 °С, для сталі ХВГ на 79 °С, для сталі ШХ15 на 84 °С (рис. 2, лінія 1).

Рівняння регресії має такий вигляд:

$$\Delta t_{ch} = 164{,}4 \cdot C_{екв} - 150{,}9;\ r = 0{,}999. \quad (2)$$

У разі охолодження, збільшення вуглецевого еквівалента призводить до збільшення температури закінчення виділення і зростання карбідів і процес закінчується при переохолодженні ($\Delta t_{pc} = t_{pc} - t_{ar1}$) на 15 °С вище температури закінчення перетворення аустеніту в перліт (t_{ar1}) для сталі У12А, 85 °С для сталі ХВГ та 90 °С для сталі ШХ15 (рис. 1, лінія 2).

Аналітична залежність такого впливу описується рівнянням:

$$\Delta t_{pc} = 437{,}5 \cdot C_{екв} - 530{,}7;\ r = 0{,}993. \quad (3)$$

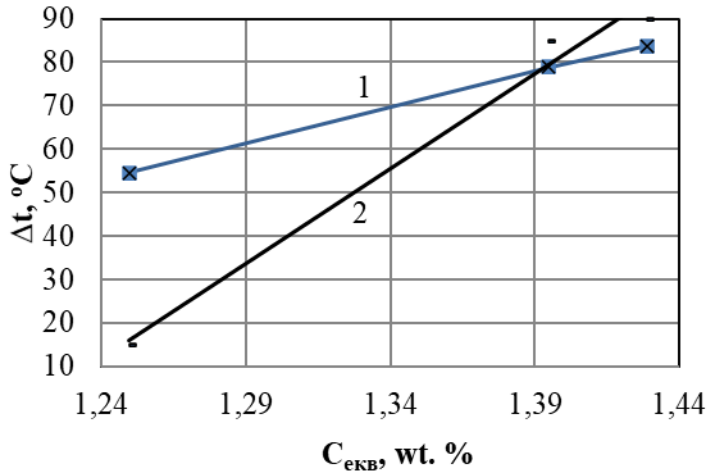


Рис. 1. Вплив вуглецевого еквіваленту на початок розчинення карбідів інструментальних сталей при нагріванні (1) і закінчення виділення (2) при охолодженні

Результати виконаних досліджень показують, що процес розчинення карбідів інструментальних сталей при нагріванні починається при перегріванні над температурою t_{ac1} на 8 % для сталі У12А, 10 % для сталі ХВГ и 11 % для сталі ШХ15. Встановлено, що виділення і ріст карбідів при охолодженні закінчується при температурах вище точки t_{ar1} для сталі У12А на 2 %, для сталі ХВГ на 12 % і для сталі ШХ15 на 13 %.

Афтанділянц Є.Г.
(НУБіП, Київ)

МОДЕЛЮВАННЯ ВПЛИВУ СТРУКТУРИ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ КОНСТРУКЦІЙНОЇ СТАЛІ

E-mail: aftyev@yahoo.com

Механічні властивості сталей визначаються, в основному, впливом елементів на властивості твердого розчину, зміною розміру зерен вихідної і кінцевої структур, а також вмістом вторинних фаз, які виділяються в процесі термічної обробки.

Вирішальний внесок в процес формування вторинної структури вносить вплив легувальних елементів, домішок, модифікаторів і термочасових умов термічної обробки на термокінетичні параметри фазових перетворень і кінетику розпаду пересиченого твердого розчину. Формування структури виливків конструкційних низько- і середньолегованих сталей при термічній обробці може здійснюватися за дифузійним, бездифузійним та змішаним перетвореннями. При цьому у всіх випадках кількісні характеристики структури та механічні властивості істотно залежать від систем і ступеню легування і термочасових параметрів термічної обробки.

Метою роботи було визначення ефективності впливу основних параметрів структури на механічні властивості литої конструкційної сталі.

Досліджували закономірності зміни параметрів структури і механічних властивостей ферито-перлітної сталі, яка містить (мас. частка) 0,21 % C, 1,15 % Si, 1,0 % Mn, 1,0 % Cr, 0,02 % S, 0,02 % P, 0,01 % N, після нагрівання в інтервалі температур від 850 до 1100 °C, витримки на протягом 2 год і охолодження із швидкістю 40 °C/хв.

Сталь виплавляли в основній індукційній печі. Методом дилатометричного аналізу визначали температури початку і закінчення розпаду аустеніту при його охолодженні. Розмір зерна аустеніту і ферито-перлітної структури визначався методами кількісної комп’ютерної металографії на високотемпературному і

світловому мікроскопах. Вміст елементів і карбідів у фериті визначали хімічним і спектральним методами.

Результати дослідження показали, що із збільшенням температури аустенітизуючого нагрівання спостерігається закономірне збільшення розмірів зерна аустеніту і ферито-перлітної структури, зменшення вмісту вуглецю, азоту і кількості карбідної фази у фериті, а також зниження температури початку і закінчення дифузійного розпаду аустеніту. При цьому вміст кремнію, хрому і марганцю у фериті залишається практично постійним.

Із збільшенням температури нагрівання від 850 до 1100 °С спостерігається зменшення рівня границі міцності від 828 до 772 МПа, відносного видовження від 20,6 до 4,6 % і ударної в'язкості від 0,44 до 0,31 МДж/м^2. Це можна пояснити збільшенням розмірів зерен аустеніту, фериту та перліту, зсувом температур початку та кінця дифузійного розпаду аустеніту до нижчих температур і, як наслідок, зменшення вмісту вуглецю, азоту і кількості карбідної фази у фериті.

Аналіз показав, що в досліджених межах температур нагрівання основний вилив на механічні властивості конструкційних сталей з ферито-перлітною структурою має розмір зерна аустенітної і ферито-перлітної структури, вміст вуглецю, азоту і карбідної фази у фериті. Проте ефективність впливу структурних чинників на міцність, пластичність та ударну в'язкість суттєво відрізняється.

Ефективність впливу розміру зерна ферито-перлітної структури і карбідної фази, що виділилася у фериті після закінчення дифузійного розпаду аустеніту, на границю міцності, в 1,7 і 6,2 рази більше, ніж розміру зерна аустеніту і вміст вуглецю і азоту, які розчинені у фериті, відповідно.

Аналіз впливу структурних чинників на відносне видовження показав, що визначальний вплив па пластичність конструкційної сталі має розмір зерна аустеніту. При цьому зростає ефективність впливу твердого розчину вуглецю і азоту у фериті і зменшується ефективність дії розміру зерна ферито-перлітної структури і карбідної фази, що виділилася у фериті після закінчення дифузійного розпаду аустеніту. Такий вплив структурних параметрів вказує на те, що пластичні

властивості конструкційних сталей визначаються, в основному, ступенем гомогенізації аустеніту.

Вплив структурних чинників на ударну в'язкість аналогічний їх дії на границю міцності. Ефективність впливу розміру зерна ферито-перлітної структури і карбідної фази, що виділилася у фериті після закінчення дифузійного розпаду аустеніту складає 75 %; розміру зерна аустеніту – 18 %; дії твердого розчину вуглецю і азоту у фериті – 7 %.

Аналіз виконаних досліджень показує, що підвищення міцності і ударної в'язкості конструкційних сталей можливо шляхом цілеспрямованого варіювання співвідношення кількості карбідної фази, яка виділилася у фериті, після закінчення дифузійного розпаду аустеніту, і розміру ферито-перлітної структури. Для підвищення пластичності основну увагу необхідно приділити зменшенню розміру зерна аустеніту.

Виходячи з результатів фізико-математичного моделювання впливу структури на механічні властивості конструкційної сталі, можна зробити висновок, що керування такими структурними факторами, як розмір зерна аустеніту та фериту, кількість карбідної фази, яка виділилася у фериті після закінчення дифузійного розпаду аустеніту, та вміст вуглецю і азоту у фериті дає можливість отримати необхідний рівень міцності, пластичності та ударної в'язкості.

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

МЕТОДИКА ПОБУДОВИ КРЕСЛЕНИКА СИМЕТРИЧНОЇ ДЕТАЛІ ЗА АКСОНОМЕТРИЧНИМ ЗОБРАЖЕННЯМ

E-mail: evelinabazhmina@gmail.com

Кресленик деталі – це технічний документ, виконаний згідно з вимогами державних стандартів (ДСТУ), що містить зображення деталі та інші дані, необхідні для її виготовлення та контролю.

Представимо методику побудови кресленика симетричної деталі за аксонометричним зображенням, представленим у прямокутній ізометрії (рис. 1).

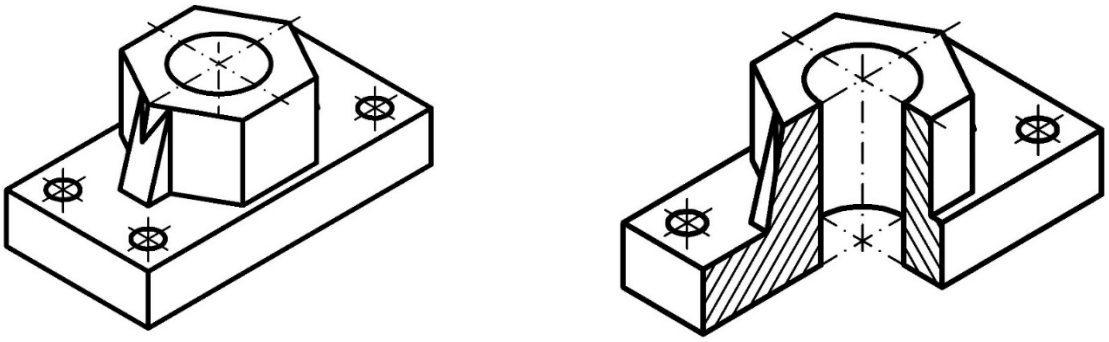


Рис. 1. Аксонометричне зображення цілісної деталі та з вирізом 1/4 частини

Для створення кресленика необхідно з’ясувати повну інформацію про деталь, її конструкцію та виконати сукупність взаємозв’язаних певних дій:

1) визначити назву деталі, її призначення та матеріал;

2) проаналізувати форму деталі;

3) вибрати головний вид деталі;

4) визначити необхідну кількість зображень (видів, розрізів, перерізів);

5) обрати формат кресленика, масштаб зображення деталі залежно від її габаритних розмірів: довжини, висоти та ширини;

6) скомпонувати зображення на форматі;

7) побудувати види, розрізи, перерізи, які було обрано;

8) нанести розміри.

Розглянемо послідовність виконання зазначених дій.

1. Назва деталі – корпус, матеріал – сталь 3.

2. Проведемо аналіз форми деталі – уявне розділення предмета на складові геометричних тіл і визначення способу утворення деталі. Деталь утворена комбінованим способом, а саме: до центра основи деталі у вигляді паралелепіпеда додано пряму правильну шестигранну призму, до двох симетрично розташованих бічних ребер якої вклинюються зрізані тригранні призми; у центрі деталі просвердлено наскрізний отвір циліндричної форми та в паралелепіпеді чотири отвори однакового діаметра.

3. Вибір головного виду деталі ґрунтується на положенні, що предмет треба розміщувати відносно фронтальної площини проєкцій у такий спосіб, щоб

зображення на ній давало найповніше уявлення про форму та розміри предмета. Елементи деталі на виді спереду кресленика здебільшого мають бути видимими.

4. Відповідно до вимог ДСТУ кількість зображень (видів, розрізів, перерізів) на кресленику має бути найменшою, але достатньою для створення повного уявлення про зображуваний предмет [1]. За допомогою розрізів виявляють внутрішню будову предмета. Отже, визначаємо необхідну кількість зображень: оскільки деталь симетрична, доцільно накреслити три види – спереду, зверху, зліва та два розрізи – фронтальний на місці виду спереду та профільний – на виді зліва. Перерізи на цій деталі робити не потрібно.

5. Враховуючи габаритні розміри деталі: довжину – 150 мм, висоту – 75 мм і ширину – 75 мм, обираємо формат А3 і масштаб 1:1.

6. Компонування зображень на форматі – це доцільне розташування зображень, розмірів і написів на полі кресленика, що відіграє естетичну роль при читанні кресленика, полегшуючи його сприйняття.

7. Усі види будують у проєкційному зв’язку.

Побудова виду зверху деталі. Вид зверху симетричної деталі будують відносно її центральної точки, уявно визначеної.

Побудова головного виду (виду спереду) деталі. Стрілка на зображенні вказує напрям зору при викреслюванні цього виду (рис. 2). Частину деталі, розташовану перед фронтальною січною площиною, яка проходить по осі симетрії, умовно видаляють. Лінії внутрішніх контурів деталі стають видимими, їх показують суцільними товстими основними лініями.



Рис. 2. Напрям погляду для зображення виду спереду та уявне видалення частини деталі, що розташована перед фронтальною січною площиною

На розрізі позначають усе те, що міститься в січній площині й те, що є поза нею. Штрихують тільки те, що потрапило в січну площину (рис. 3). Ребра жорсткості при поздовжніх розрізах показують не заштрихованими.



Рис. 3. Повне зображення головного виду та фронтального розрізу деталі

У випадку, коли деталь симетрична, допускається застосовувати умовність для скорочення кількості зображень на кресленику – в одному зображенні поєднувати половину виду з половиною відповідного розрізу [2]. Зайві половини видаляють і отримують вид спереду. Розріз зображують праворуч від осі. Лінією розділу є вісь симетрії (рис. 4).

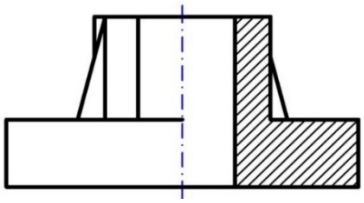


Рис. 4. Головний вид деталі у вигляді суміщення виду з розрізом

Побудова виду зліва деталі. Стрілка на зображенні вказує напрям зору при викреслюванні цього виду. Для отримання профільного розрізу використовують профільну січну площину, що проходить по осі симетрії (рис. 5).



Рис. 5. Напрям погляду для зображення виду зліва та уявне видалення частини деталі, що розташована перед профільною січною площиною

Оскільки деталь симетрична, використовують в одному зображенні поєднання половини виду та половини розрізу (рис. 6).



Рис. 6. Повне зображення виду зліва та профільного розрізу деталі

При зображенні зайві половини умовно видаляють і отримують вид зліва. На профільній проєкції вісь симетрії збігається з проєкцією ребра шестигранної призми, яке є зовнішнім елементом призми. У такому випадку, вид від розрізу відокремлюють лінією обриву у вигляді хвилястої лінії, що проводиться праворуч від осі симетрії (рис. 7).

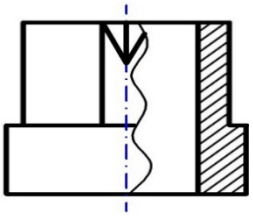


Рис. 7. Вид зліва деталі у вигляді суміщення виду з розрізом

Проєкціювання точок за допомогою циркуля на зовнішній поверхні шестигранної призми та ребра жорсткості показано червоними лініями зв’язку, на внутрішній поверхні – зеленими лініями зв’язку (рис. 8).

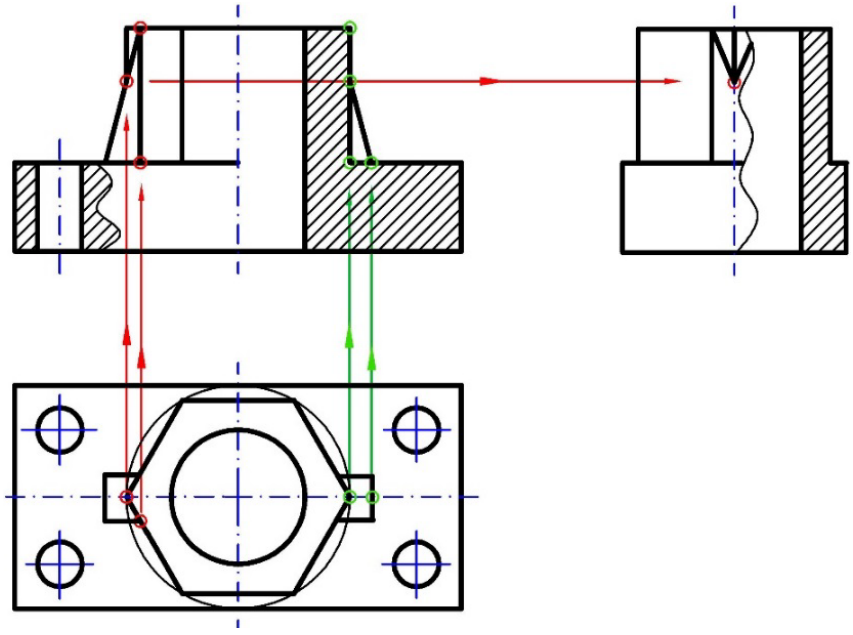


Рис. 8. Проєкціювання точок при побудові кресленика

На виді спереду зображено місцевий розріз у проєкційному зв'язку, оскільки жоден із чотирьох отворів деталі не потрапив у січну фронтальну чи профільну площину при виконанні відповідних розрізів (рис. 8).

8. Кількість розмірів на кресленику має бути достатньою для виготовлення та контролю деталі (рис. 9). При нанесенні розмірів дотримуються правил, які встановлені ДСТУ [3]. Кожен розмір проставляють тільки один раз. Лінійні розміри вказують у міліметрах без позначення одиниць вимірювання. Розміри кількох однакових елементів на деталі (наприклад, отворів) наносять лише раз із зазначенням кількості цих елементів.

Розміри зовнішніх елементів деталі проставляють зі сторони виду, а внутрішніх – зі сторони розрізу.

Розміри, що відносяться до одного й того ж конструктивного елемента (паза, виступу, отвору тощо) рекомендується групувати в одному місці, розташовуючи їх на тому зображенні, на якому геометрична форма цього елемента показана найбільш повно.

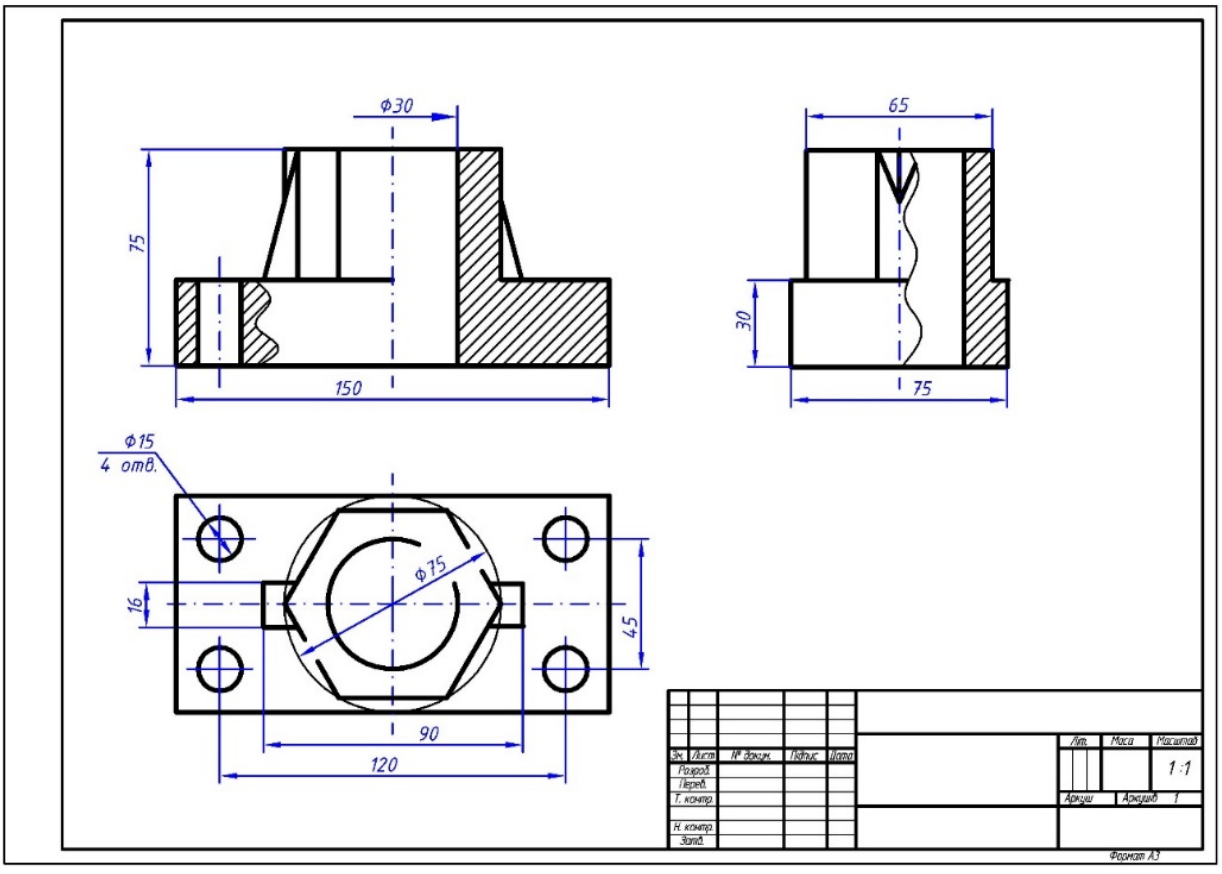


Рис. 9. Кресленик деталі

Розроблена методика побудови кресленика симетричної деталі за аксонометричним зображенням розкриває особливості побудови кресленика на прикладі симетричної деталі з отворами та ребрами жорсткості. Послідовне осмислене викреслювання деталі здобувачами вищої освіти в процесі практичної діяльності сприяє формуванню культури самостійної роботи.

Література:

1. ДСТУ ISO 128-30:2005. Кресленики технічні. Загальні принципи оформлення. Частина 30. Основні положення про види (ISO 128-30:2001, IDT)

2. ДСТУ ISO 128-40:2005. Кресленики технічні. Загальні принципи оформлення. Частина 40. Основні положення про розрізи та перерізи (ISO 128-40:2001, IDT)

3. ДСТУ ГОСТ 2.307:2013. Єдина система конструкторської документації. Нанесення розмірів і граничних відхилів (ГОСТ 2.307-2011, IDT)

Бельмас І.В., Танцура Г.І., Білоус О.І., Сухомлин В.І., Швачка А.В.
(Дніпровський державний технічний університет, м. Дніпро)

РОЛЬ ПИТОМОГО ЕЛЕКТРИЧНОГО ОПОРУ У ВИЗНАЧЕННІ ФІЗИКО-МЕХАНІЧНИХ ХАРАКТЕРИСТИК ГУМОТРОСОВИХ КАНАТІВ ДЛЯ ДОВГОТРИВАЛОЇ ЕКСПЛУАТАЦІЇ

E-mail: science@dstu.dp.ua

Гумотросові канати є важливим елементом у будівництві, транспортуванні та інших сферах промисловості. Для забезпечення їхньої безпеки та ефективності необхідно враховувати ряд фізико-механічних характеристик, серед яких особливе місце займає питомий електричний опір.

Питомий електричний опір (ПЕО) визначається як відношення напруги до сили струму, що протікає через матеріал. Він є важливим параметром, оскільки може вказувати на стан матеріалу та його можливу електрохімічну активність в середовищі.

У цьому контексті важливо досліджувати вплив ПЕО на фізико-механічні характеристики гумотросових канатів. Це допоможе зрозуміти, як електричні властивості впливають на міцність, еластичність та тривалість експлуатації канатів.

Мета даного дослідження полягає у встановленні зв'язку між питомим електричним опором та фізико-механічними характеристиками гумотросових канатів для подальшого покращення їхньої якості та безпеки в експлуатації.

Аналіз досліджень [1-5] вказує на важливість питомого електричного опору як інформативного параметра для визначення фізико-механічних характеристик гумотросових канатів для довготривалої експлуатації. Оцінка цього параметра може допомогти в покращенні безпеки та тривалості експлуатації таких канатів.

Методика дослідження включає в себе дві основні частини: визначення питомого електричного опору та вимірювання фізико-механічних характеристик матеріалів канатів.

Для визначення питомого електричного опору матеріалу канату використовуються спеціальні прилади, які створюють в ньому струм певної сили та вимірюють напругу, що виникає на канаті. Питомий електричний опір визначається як відношення напруги до сили струму.

Для вимірювання механічних властивостей матеріалів канатів використовуються стандартні методи, такі як тестування на розтягнення, згин та стиснення. Ці тести дозволяють визначити міцність, еластичність та інші важливі параметри матеріалу.

Ця методика дозволяє отримати інформацію про взаємозв'язок між питомим електричним опором та фізико-механічними характеристиками матеріалів канатів та зробити висновки щодо їхньої взаємодії та впливу на тривалість їхньої експлуатації.

Аналіз результатів експериментів показав, що питомий електричний опір матеріалів гумотросових канатів має великий вплив на їхні фізико-механічні властивості. За наявності високого питомого електричного опору спостерігається покращення міцності та еластичності канатів. Це може бути пояснено тим, що матеріали з великим питомим електричним опором мають більшу кристалічність

та меншу кількість дефектів у структурі, що сприяє покращенню їхніх механічних властивостей.

Отримані результати дослідження є важливими для практики довготривалої експлуатації гумотросових канатів. Вони підтверджують, що вимірювання питомого електричного опору може бути корисним методом для прогнозування фізико-механічних властивостей канатів. Це дозволяє підвищити безпеку та ефективність експлуатації канатів, зменшити ризик їх поломок та збільшити їхній термін служби.

Таким чином, результати дослідження можуть бути використані для удосконалення технологій виробництва гумотросових канатів та розробки нових матеріалів з покращеними фізико-механічними властивостями для підвищення їхньої довготривалої експлуатації.

Література:

1. Smith, J., & Johnson, A. (2018). Electrical Resistance as an Indicator of Mechanical Properties of Materials. Institute of Engineering Physics. 2018, p. 1-20.

2. Brown, R., & Davis, C. Effect of Electrical Resistance on the Durability of Wire Ropes. Journal of Materials Science, 2017, 25(3), 321-335.

3. White, L., & Lee, K. Correlation between Electrical Resistance and Corrosion Rate in Steel Wire Ropes. International Journal of Corrosion, 2019, 15(2), 117-129.

4. Wilson, M., & Thompson, S. Influence of Electrical Resistance on Fatigue Behavior of Synthetic Fiber Ropes. Journal of Composite Materials, 2016, 18(4), 401-415.

5. Garcia, E., & Martinez, P. (2020). Electrical Resistance Measurements for Monitoring the Condition of Wire Ropes. Proceedings of the International Conference on Structural Health Monitoring, 2020, 75-89.

Берчук Д.М., Ясинський О.О., Ясинська О.О.
(ФТІМС НАН України, Київ)

ЕФЕКТИВНІСТЬ ВНУТРІШНЬОФОРМОВОГО ГРАФІТИЗУВАЛЬ-НОГО МОДИФІКУВАННЯ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ

E-mail: otdel.vch@gmail.com

Досліджували вплив графітизувального модифікування у ливарній формі модифікаторами на основі феросиліцію з лужноземельними металами на структуру виливків із чавуну з кулястим графітом. Ефективність подвійного модифікування (сфероїдизувального у ковші FeSiMgCa-лігатурою і графітизувального у формі – порошковими модифікаторами FeSiBa4, FeSiMg8Ca7 і дробленими до фракції 2…5 мм FeSiBa20, FeSiCa30) вивчали на пробах з товщиною ступенів 2,5; 5; 10 та 15 мм.

Порівняльний аналіз показав високу ефективність графітизувального модифікування модифікатором FeSiMg8Ca7, при модифікуванні яким в структурі зразка товщиною 2,5 мм цементит не утворюється, тоді як при модифікуванні порошковим модифікатором FeSiBa4 цементит присутній по всьому перерізу у кількості 15 %.

Дослідження модифікаторів FeSiBa20, FeSiMg8Ca7 і FeSiCa30 показало, що, порівняно з порошковим модифікатором FeSiBa4, вони забезпечують більш високий ступінь сфероїдизування вкраплень графіту (90...95 %) і характеризуються більш високою графітизувальною здатністю. При модифікуванні FeSiBa20, FeSiMg8Ca7 структура зразків товщиною 2,5 мм складається з кулястого графіту з щільністю розподілу 1200 шт/мм^2 і перлітно-феритної металевої основи з 70 % перліту, а при модифікуванні FeSiCa30 – з 85 % перліту. Рекомендується після сфероїдизувального модифікування в ковші магнієвмісною лігатурою проводити додаткове графітизувальне модифікування у формі модифікаторами FeSiBa20, FeSiMg8Ca7 або FeSiCa30.

Визначено параметри процесу модифікування у ливарній формі для отримання виливків з мінімальною товщиною стінки 2,5…3,0 мм без цементиту, які забезпечують формування подрібненої литої структури, яка складається з

вкраплень кулястого графіту із щільністю розподілу >1200 шт/мм^2, металевої основи із тонкопластинчастого перліту (Пд0,3) і дрібнозернистого фериту (7…9 бал), що сприяє покращенню якості та підвищенню механічних властивостей литих виробів.

Застосування графітизувального модифікування у ливарній формі після ковшового сфероїдизувального модифікування усуває відбіл тонкостінних виливків, підвищує ступінь сфероїдизування графіту та щільність розподілу його вкраплень у металевій основі. Ці структурні зміни сприяють зменшенню усадки, зниженню твердості, підвищенню пластичності, поліпшенню оброблюваності різанням та забезпечують підвищення механічних властивостей виливків з високоміцного чавуну до рівня, який досягається у традиційних технологіях застосуванням термічного оброблення.

Бєлік В.І., Пригунова А.Г., Шейгам В.Ю., Бабюк В.Д., Житков Є.А.
(ФТІМС НАН України, Київ)

ПІДВИЩЕННЯ ТРІЩИНОСТІЙКОСТІ СПЛАВУ АМ4,5Кд (ВАЛ10) ФІЗИКО-ХІМІЧНИМИ ВПЛИВАМИ НА РОЗПЛАВ

E-mail: belikvi@ukr.net

Для запобігання утворенню гарячих тріщин, які є поширеною причиною браку при виробництві фасонних виливків із широкоінтервальних алюмінієвих сплавів, використовуються різні технологічні прийоми.

Досліджено вплив фізико-хімічних методів обробки розплаву на тріщиностійкість виливків, у тому числі: модифікування алюмінієво-титановою лігатурою у перерахунку на 0,15 % титану, отриманою з високою швидкістю охолодження; вібрації розплаву в процесі твердннення; водневої обробки розплаву шляхом продування парою води та обробки розплаву перед заливкою ротором, що обертається та охолоджує. Схильність сплаву до утворення тріщини оцінювали по спеціально розробленій пробі, що затверділа в чавунному кокілі. Вона являє собою виливок у вигляді стрижня з заплічиками (рис. 1).



Рис. 1. Фото виливка проби на тріщиностійкість

Після утворення кристалічного каркасу та твердннення заплічиків у виливку створюються напруження, що викликають появу гарячої тріщини. Всі виливки з вихідного розплаву тверділи з утворенням тріщини. У якості контрольних зразків для порівняння міцності та пластичності використано виливки, що тверднуть у тому ж кокілі, за аналогічних умов живлення, але без утворення тріщини, бо отримані без заплічиків. Для цього відповідні порожнини кокілю заповнювали мінеральною ватою.

Вплив вібрації на тріщиностійкість здійснювали закріпленням кокілю проби на платформі (рис. 2), що вібрувала з постійною в кожному експерименті амплітудою 0,2 мм і частотою в діапазоні від 4 Гц до 32 Гц. Вібрацію проби починали перед заливанням розплаву і закінчували через 1 хв після закінчення заливання. Температура розплаву, що заливали, складала 730 °С.

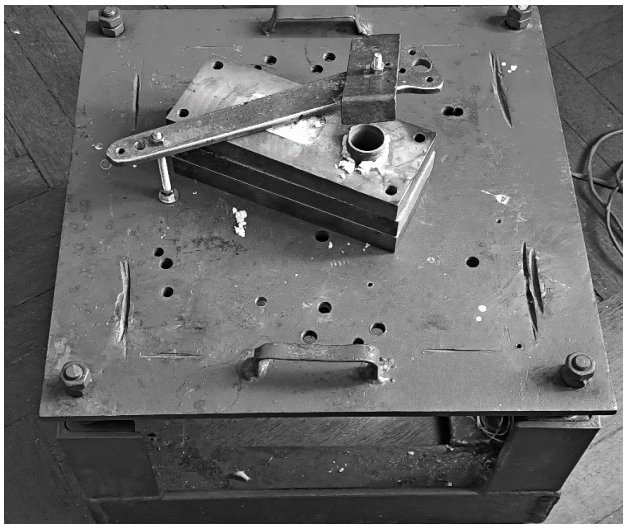


Рис. 2. Вібраційна платформа із встановленим кокілем проби на тріщиностійкість

Вплив модифікування титаном та цирконієм досліджували введенням до розплаву високоохолоджених ($V_{охол.} \geq 10^3$ °С/с) лігатур AlTi5, AlZr10, одержаних на установці, описаній в [1]. Лігатури розплавляли в електричній печі опору СШОЛ-1,5 при температурі 750 °С, заливали в нагріту до 700 °С приймальну вирву із вогнетривкої кераміки низької теплопровідності, через яку розплав потрапляв на мідний диск, що обертався із швидкістю до 3000 об/хв. У процесі його високошвидкісного охолодження отримували металеві переривисті стрічки товщиною від 100 мкм до 500 мкм.

Модифікування проводили в заливальному ковші, зануреному в розплав для запобігання зниженню температури. Кількість лігатур, введених до розплаву, у перерахунку на чисті метали складала відповідно 0,15 % титану, 0,25 і 0,05 % цирконію.

Обробку розплаву ротором [2], що обертався із швидкістю 800 об./хв. та охолоджував розплав, проводили у заливальному ковші, встановленому в обічайку, утеплену мінеральною ватою. Обробку розплаву ротором починали при температурі 685 °С. У процесі обробки температура розплаву знижувалася до 660 °С, після чого його заливали у кокіль проби на тріщиностійкість. Як контрольні зразки при температурі 660 °С було одержано два виливки без обробки розплаву ротором.

Водневу обробку здійснювали продуванням розплаву парами води за методикою, детально описаною в [3].

Ефективність кожного методу визначали за відсотком відношення кількості виливків без тріщини до загальної кількості виливків, одержаних з використанням вище означених методів фізико-хімічного впливу. Отримані дані представлено на рис.3.

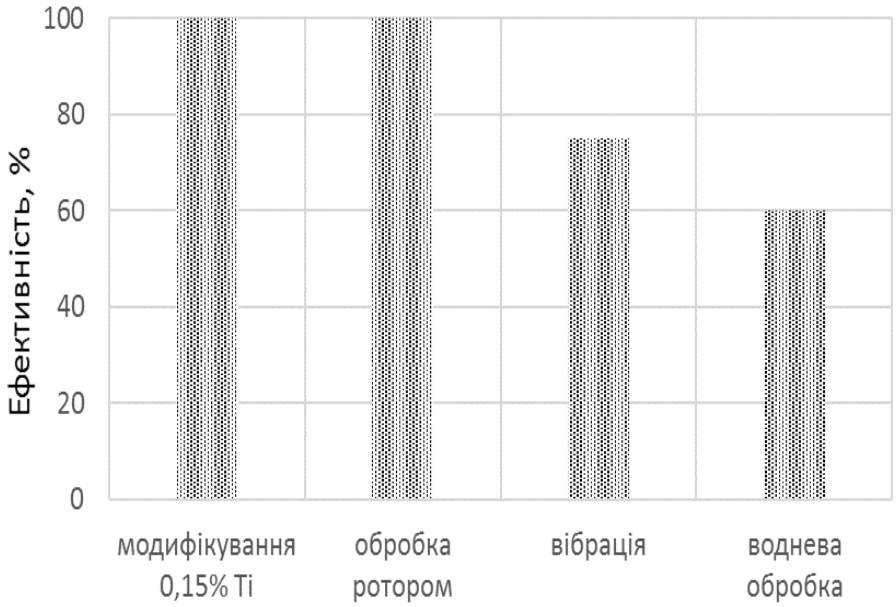


Рис. 3. Ефективність фізико-хімічних методів підвищення тріщиностійкості сплаву АМ4,5Кд (ВАЛ10)

На рис. 4 наведено середні показники для міцності, пластичності і пористості одержаних виливків, отриманих з використанням вище розглянутих методів впливу на розплав, та двох видів контрольних зразків з вихідного сплаву, що не піддавалися додатковому обробленню.

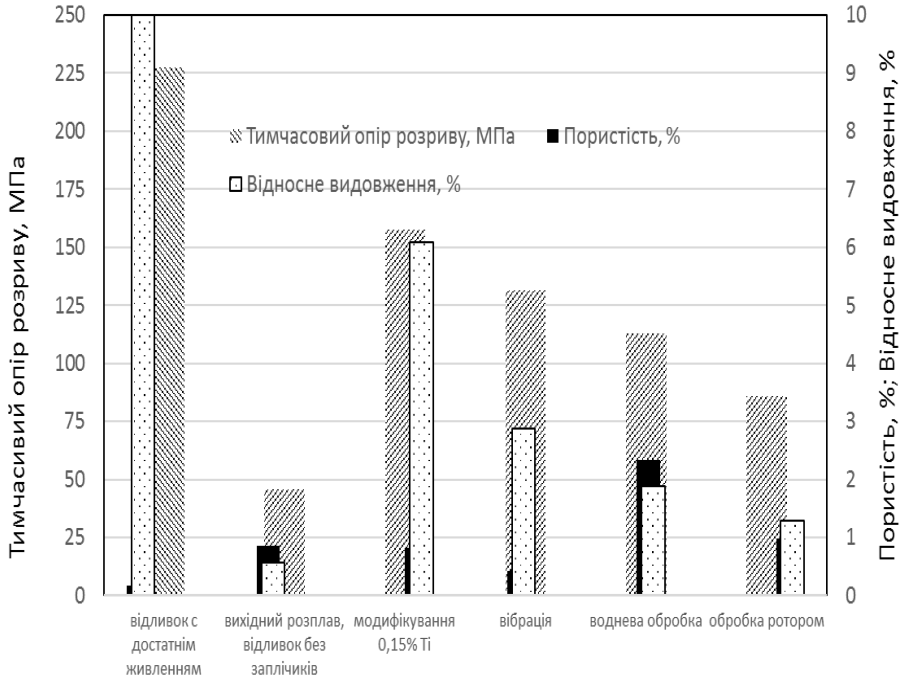


Рис. 4. Міцність, пластичність і пористість металу виливка в залежності від методу підвищення тріщиностійкості

Зокрема, це максимально можливі в умовах експерименту для даного сплаву значення міцності та пластичності при мінімальних значеннях пористості (твердннення виливків у кокілі, що забезпечує достатнє живлення виливка), а також дані, отримані на виливках, відлитих у кокіль проби на тріщиностійкість, порожнини заплічиків якого були заповнені мінеральною ватою, тому ці виливки затверділи без утворення тріщини.

Максимальну міцність та пластичність при мінімальній пористості показали виливки, отримані в кокілі з достатнім живленням. Виливки, шо затверділи в пробі на тріщиностійкість без заплічиків, мають низьку міцність та пластичність, що викликано не тільки високим значенням пористості через утруднене живлення виливка, але й гострокутною формою газоусадкових дефектів: міждендритна пористість формується в утруднених умовах живлення і відіграє роль надрізів, концентраторів напружень, що значно знижує механічні властивості.

Модифікування титаном забезпечує 100-відсоткову ефективність тріщиностійкості та найвищий серед інших методів рівень міцності та пластичності. Проте він нижчий, ніж у виливків з достатнім живленням, бо рівень пористості практично не змінився.

Стовідсоткову ефективність показала і роторна обробка розплаву. Однак при цьому пористість перевищувала показник для контрольного виливка без заплічиків, за рахунок чого міцність та пластичність мінімальні серед усіх використаних методів. Ще одна можлива причина низьких показників міцності та пластичності – зміни структури під впливом даного виду обробки розплаву: зерна стають більш компактними, площа дотику гілок окремих дендритів зменшується.

Ефективність вібрації становить 75 %. Це пов’язано з поліпшенням живлення виливка та посиленням процесу заліковування тріщин. Трохи менша ефективність при водневій обробці, при значному зростанні пористості порівняно з контрольними виливками, що обумовлено очікуваним ефектом заміни гострокутної міждендритної пористості, яка формується в умовах утрудненого живлення, округлими роз'єднаними порами.

Судячи з отриманих результатів, найбільш дієвим та технологічно простим методом підвищення тріщиностійкості виливків зі сплаву АМ4,5Кд (ВАЛ10) є модифікування розплаву швидкоохолодженою дрібнокристалічною алюмінієво-титановою лігатурою.

За відсутності необхідного рівня якості виливків після модифікування, що можливе при отриманні фасонних виливків складної конфігурації із утрудненим живленням, яке супроводжується утворенням значних газоусадкових дефектів, доцільно додатково провести водневу обробку розплаву.

Модифікування дрібнокристалічними лігатурами, оброблення розплаву воднем і комбінація цих способів ефективні як при кокільному литті, так і при литті в піщані форми.

Використання вібрації можливе і раціональне лише за наявності спеціального обладнання, що тим складніше, чим більші маса і габарити виливка. Недоліком цього способу є неможливість його реалізації при литті в піщані форми.

Обробка розплаву ротором, що обертається, має високу ефективність, але може бути застосовна лише у разі низьких вимог до механічних властивостей литва і лише для виливків нескладної геометрії, оскільки вимагає значного зниження температури заливання, що негативно позначається на процесі заповнення форми металом.

Отримані результати дозволяють здійснити обґрунтований вибір способів підвищення тріщиностійкості алюмінієвих виливків з урахуванням умов виробництва.

Література:

1. Пригунова А.Г. Управління структурою і властивостями ливарного алюмінієвого сплаву АМ4.5Кд (ВАЛ10) модифікуванням дрібнокристалічними лігатурами / А.Г. Пригунова, Є.А. Жидков, В.Д. Бабюк, Л.К. Шеневідько, Т.Г. Цір // Металознавство та обробка металів. – 2022. – т. 28 (103). -№ 3. – С. 3-17.

2. Головаченко В.П. Особливості тиксоформінгу високоміцного алюмінієвого сплаву ВАЛ10 в умовах імпульсного пресування / А.Г. Пригунова,

Л.К. Шеневідько, Н.П. Ісайчева, М.В. Кошелєв, А.Г. Вернидуб // Процеси лиття. – 2022. – № 2 (148). – С.3–11.

3. Бєлік В.І. Фізико-хімічні методи підвищення тріщиностійкості сплаву АМ4,5Кд (ВАЛ10). Повідомлення 3: Вплив водневої обробки на тріщиностійкість // Процеси лиття. – 2023. – № 4 (154). – С. 3–24.

Бродовий О.В., Дорошенко В.С.
(ФТІМС НАН України, Київ)

ТЕСТУВАННЯ 3D-ПРИНТЕРА ДЛЯ ДРУКУ ЛИВАРНИХ МОДЕЛЕЙ ЗІ СПРЯМОВАНОЮ ПОРИСТІСТЮ

E-mail: doro55v@gmail.com

Цифровізація та автоматизація сьогодні стали вже не просто основою конкурентної переваги при виробництві товарів (робіт, послуг), у багатьох сферах вони сприймаються як необхідна умова організації виробничих процесів [1]. Зокрема, завдяки цифровізації та автоматизації ливарного виробництва в Україні є можливість створення потужного потенціалу, що сприятиме відновленню країни.

3D-друк з цифрових креслень ливарних моделей для лиття металу за моделями, що газифікуються (ЛГМ-процес), проектували в концепції [2] друку моделей з серцевиною їх стінок у вигляді суцільних сот-вентканалів, що проходять по всьому тілу моделі по ходу поступової газифікації моделі металом, що заповнює форму. Верхня частина моделей друкується у вигляді трубчастих випорів чи надливів, які повністю знаходяться в вакуумованому піску форми і в які бажано виводити гази з усіх вентканалів. Зверху ці випори чи надливи накриваються газопроникним матеріалом, що не пропускає пісок. Таким чином отримується вакуумована піщана форма з друкованою моделлю, вентканали якої створюють суцільну спрямовану пористість (переважно знизу вгору) по ходу течії металу, а до верхніх отворів цих каналів у вигляді випорів чи надливів підведено вакуум з піску ливарної форми. Якщо традиційна модель з пінополістиролу газонепроникна, має закриті пори і метал випаровує хаотично орієнтовані стінки-оболонки цих пор, то друком отримують відкриті пори заданої орієнтації для суцільної вентиляції і

відкачування вакуумом газів разом з засмоктуванням металу від дії на нього зниженого газового тиску.

В плані оцінки наявності в Україні принтерів для реалізації описаної концепції провели тестування 3D-принтера Bambu Lab A1 mini BL0007U (виробництва США) з габаритами 347×315×365 мм, масою 5,5 кг, який придбано на порталі https://rozetka.com.ua/ за 24 250 грн. Принтер друкує методом FDM ниткою ø1,17 мм з пластиків PLA, PET, PET, HIPS, PVA вироби габаритами 180×180×180 мм і оснащений змінними соплами діаметрами (мм): 0,2; 0,4; 0,6; 0,8. Максимальна швидкість друку 500 мм/с. Принтер має сенсорний екран, контролер руху: двоядерний Cortex M4, інтерфейс: Wi-FI, SD cart, температура сопла екструдера до 300 °С, товщина друкованого шару 0,1-0,4 мм (100-400 мкм). Виконали тестовий друк моделі Benchy (кораблик), надану Bambu Lab на SD-карті, філаментом PLA при 220 °С у вибраному на екрані режимі Ludicrous. Принтер надрукував модель Benchy за 12 хв і 57 с (рис. 1).



Рис. 1. Зовнішній вигляд принтера, друкування тестової моделі Benchy, вибір режимів друку на сенсорному екрані

Також було віддруковано (рис. 2) вазу комірчастої структури, тримач телефона (зображено частково в перерізі), а також показано модель складної геометрії, що вказана компанією Bambu Lab при виборі кольору PLA. Приклади (рис.1, 2) свідчать про високу швидкість друку, якісну чистоту поверхні, можливість відтворення складних геометричних поверхонь та комірчастих структур. З високою якістю друкуються деталі з горизонтальними поверхнями. З огляду на вельми

помірну вартість принтера, він є достатньо доступним для вітчизняних лабораторій та ливарних дільниць, на яких виготовляють моделі для ЛГМ.



Рис. 2. Приклади моделей комірчастої структури та складної геометрії

Для друкування моделей зі спрямованими каналами при нанесенні ливарної технології на цифрове креслення металовиробу зображення ливарної моделі розташовують в тому положенні, як її буде розміщено в ливарній формі. Після імітації потоків металу при заміщенні моделі слід накреслити вентканали по ходу цих потоків з виводом каналів в товщу форми для доступу вакууму [2], або на зовнішню поверхню форми на повітря під атмосферним тиском [3] для знешкоджування газів спалюванням. На тонких стінках моделі канали можливо друкувати як борозенки на зовнішній поверхні, наклеївши зверху тонку стрічку.

Література:

1. Nina Dybdal Rasmussen. A Digital Revolution is Tranforming Foundries Worldwide // Foundry Management & Technology. Jan./Feb. 2024. P. 27-28.

2. Заявка u202305216 Україна, МПК8 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. Заявл. 3.11.2023.

3. Патент 154450 Україна, МПК B22 C7/02, B22C 9/04. Спосіб лиття металу за моделями, що газифікуються / В.С. Дорошенко, О.Б. Янченко. Опубл. 15.11.2023, Бюл. № 46.

Бубликов В.Б., Бачинський Ю.Д., Нестерук О.П., Овсянников В.О., Моісеєва Н.П., Медвідь С.М.
(ФТІМС НАН України, Київ)

ОТРИМАННЯ ВИЛИВКІВ З ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ ІЗ ЗАСТОСУВАННЯМ ВНУТРІШНЬОФОРМОВОГО МОДИФІКУВАННЯ РОЗПЛАВУ

E-mail: otdel.vch@gmail.com

Плавку проводили в індукційній печі ІЧТ-10 на шихті, що складалася з 91,3 % чавуну переробного ПВК3; 5,0 % відходів сталі 20; 3,3 % феросиліцію ФС45; 0,67 % феросиліцію ФС75. Із-за проблем з роботою устаткування ливарного цеху розливання плавки тривало близько 5 годин. Хімічний склад чавуну в печі в процесі витримки та розливання змінювався незначною мірою (табл. 1).

Таблиця 1 – Зміна хімічного складу і температури чавуну в печі ІЧТ-10 в процесі розливання дослідної плавки

Час від початку розливки, год	Температура металу в печі, °С	Масова частка елемента у чавуні, %						
		C	P	S	Si	Mn	Cr	Ni
0	1520	3,57	0,017	0,009	2,00	0,45	0,07	0,03
0,5	1510	3,55	0,022	0,011	2,26	0,42	0,07	0,03
1,0	1535	3,49	0,018	0,009	2,10	0,40	0,12	0,03
1,5	1510	3,58	0,026	0,009	2,25	0,43	0,08	0,03
2,5	1520	3,52	0,024	0,009	2,10	0,43	0,13	0,03
3,5	1530	3,46	0,028	0,009	2,14	0,54	0,10	0,03

Відповідно до технологічного процесу, модифікування проводилось феросиліцій-магнієвою лігатурою марки ФСМг7, яку засипали в реакційну камеру ливарних форм в процесі їх збирання. При заливанні форм не спостерігалось кипіння металу в заливальній воронці та прориву газів з форми в стояк, що свідчить про ефективність конструкції ливникової системи, розробленої для внутрішньоформового модифікування.

В процесі розливання плавки були відібрані виливки для досліджень. Дані про хімічний склад виливків представленні у табл. 2.

Таблиця 2 – Хімічний склад виливків дослідної плавки

№ виливка	Витрим-ка, год	Температура заливання, °С	Масова частка елемента в металі, %						
			C	Si	Mn	P	S	Cr	Mg
1	1,0	1385	3,46	2,80	0,42	0,032	0,009	0,15	0,07
2	1,1	1440	3,43	2,72	0,42	0,028	0,009	0,07	0,05
3	3,5	1430	3,35	3,00	0,40	0,012	0,009	0,07	0,05
4	4,5	1400	3,38	2,95	0,52	-	0,009	-	0,05

Таким чином, незважаючи на тривалий час розливання плавки, хімічний склад виливків змінювався у вузькому діапазоні. Це свідчить, з одного боку, про незначну зміну хімічного складу вихідного чавуну впродовж тривалої (4,5 год) витримки розплаву в печі, а, з іншої сторони, – про стабільне засвоєння кремнію та магнію чавуном в процесі розчинення модифікатора в реакційних камерах ливарних форм. Аналіз структури та механічних властивостей відповідних виливків з товщиною стінки 10 мм представлено у табл. 3.

Отримані дані показують, що навіть в умовах тривалої витримки металу в електропечі ІЧТ-10 при температурі понад 1500 °С, при якій, як відомо, погіршується модифікованість чавуну, одержані з використанням внутрішньо-формового модифікування виливки характеризуються стабільною структурою, високими показниками тимчасового опору розриванню σ_B = 533-547 МПа та відносного видовження δ = 20,7-22,5 %, за винятком виливка, одержаного через 4,5 год після початку розливання, у структурі якого поруч з кулястим графітом ШГф5, ШГф4 спостерігали окремі місця з вермикулярним графітом ВГф2. При цьому міцність σ_B залишилася на рівні раніше одержаних виливків, а пластичність δ дещо знизилась (до 15,5 %).

Таблиця 3 – Мікроструктура та механічні властивості виливків

№ виливка	Мікроструктура				Механічні властивості	
	форма графіту	ступінь сфероїдизування графіту, %	діаметр вкраплень графіту, мкм	кількість вкраплень графіту, шт/мм^2	σ_B, МПа	δ, %
1	ШГф5, ШГф4	95	25	576	533	21,2
2	ШГф5, ШГф4	90	25	546	547	22,5
3	ШГф5, ШГф4	90	26	434	546	20,7
4	ШГф5, ШГф4, місцями ВГф2	85	23	532	548	15,5

Таким чином, визначено, що розроблена технологія (навіть за умов несприятливого для модифікування режиму плавлення та розливання чавуну) забезпечує отримання виливків з необхідними високими механічними властивостями, які, зокрема, у 2-3 рази перевищують мінімальні вимоги стандарту до марки ВЧ500 за рівнем відносного видовження ($\delta \geq 7$ %).

Бубликов В.Б., Бачинський Ю.Д., Нестерук О.П., Овсянников В.О.
(ФТІМС НАН України, Київ)

ОДЕРЖАННЯ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ З ПІДВИЩЕНИМИ ТЕХНОЛОГІЧНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ

E-mail: otdel.vch@gmail.com

Метою роботи було дослідження, визначення і оптимізування параметрів процесу одержання високоміцного чавуну з підвищеними технологічними властивостями.

Базовий чавун для досліджень виплавляли в індукційній печі ІСТ-016 з переробного чавуну ПЛ2 звичайної якості (група II, клас А, категорія 3 за ДСТУ 3133-96, масова частка Si = 0,5-0,7 %, Mn = 0,3-0,5 %, P ≤ 0,08 %, S ≤ 0,03 %). Модифікувально-рафінувальне оброблення розплаву чавуну проводили у ковші феросиліцій-магній-кальцієвою лігатурою ФСМг7К4 спільно з

флюсувальною добавкою флюориту кальцію марки ФК-92, яка знижує температуру і в'язкість шлаку, що утворюється під час реакційної взаємодії лігатури з розплавом. Для порівняння використовували також традиційний для технологій одержання високоміцного чавуну процес модифікування нікель-магнієвою лігатурою НіМг15 спільно з феросиліцієм ФС75. У кожному досліді в сирій піщаній формі відливали комплект пластин товщиною 5; 10; 15; 20 мм, шириною 40 мм і висотою 200 мм. Макроструктуру оцінювали за зламами площини поперечного перерізу пластин на середині їхньої висоти.

Встановлено, що злами пластин товщиною 5 мм, які були отримані у високоміцному чавуні після модифікування 1,5 % НіМг15 лігатури спільно з 1 % ФС75, мали структуру білого чавуну, а товщиною 10 мм – вибілені зони. У пластинах аналогічної товщини, відлитих з високоміцного чавуну після модифікування 2 % лігатури ФСМг7К4, структурно-вільний цементит був відсутній. Встановлене значне зниження схильності високоміцного чавуну до відбілу в результаті введення в розплав кальцію пояснюється його комплексним впливом, який забезпечує нейтралізування дії шкідливих домішок (сірки, кисню та ін.), зменшення ступеню переохолодження при кристалізації, утворення додаткових центрів графітизування, що прискорює процес евтектичної кристалізації [1].

У зв'язку з тим, що питомий об'єм графіту в 3 рази більший за питомий об'єм рідкого чавуну, збільшення кількості графітної фази в процесі кристалізації компенсує усадку високоміцного чавуну в рідко-твердому стані. Для визначення об'ємної усадки чавуну, обробленого порівнюваними лігатурами, застосовували загальноприйняту конічну технологічну пробу; обчислення проводили за відомою методикою [2]. Отримані результати (табл. 1) свідчать, що у високоміцного чавуну, модифікованого НіМг15 лігатурою і феросиліцієм, загальна величина об'ємної усадки складає 14,6 %, а у модифікованого ФСМг7К4 лігатурою – 9,6 %, що на 34 % менше і пояснюється різною графітизувальною здатністю порівнюваних процесів модифікування. Збільшення масової частки кальцію у складі лігатури сприяє зменшенню загальної величини об'ємної усадки. В результаті цього евтектична кристалізація чавуну, модифікованого лігатурою ФСМг7К4,

відбувається при підвищеній в середньому на 20 °С температурі та у більш вузькому температурному інтервалі [1].

Таблиця 1 – Вплив способу модифікування на усадку високоміцного чавуну

№ з/п	Лігатура	Об'ємна усадка чавуну, %		Загальна об'ємна усадка, %
		у рідкому стані та при кристалізуванні	у твердому стані	
1	НіМг15 + ФС75	9,2	5,4	14,6
2	ФСМг7К4	7,2	2,4	9,6

Встановлене зниження усадки високоміцного чавуну, модифікованого лігатурою ФСМг7К4, дозволяє зменшити мікропоруватість виливків, підвищити їх механічні властивості, знизити в 1,3-1,5 рази масу живильних бобишок і, відповідно, підвищити вихід придатного литва.

Важливим технологічним показником процесів виробництва високоміцного чавуну є тривалість сфероїдизувальної дії модифікатора, яка обмежує час витримки розплаву у ковші після модифікування. Встановлено, що ФСМг-лігатури з кальцієм мають триваліший ефект сфероїдизування розплаву, порівняно з НіМг-лігатурами. Це підтверджено у виробничих умовах. Так, у технологіях, заснованих на застосуванні лігатури НіМг15, тривалість розливання у форми чавуну з ковша ємністю 1 т не повинна перевищувати 10 хв, після чого залишок чавуну зливається назад в плавильну (роздавальну) піч або заливаються чушки. Експериментально встановлено, що при використанні ФСМг7К4-лігатури тривалість розливання модифікованого металу досягає 15 хв при збереженні у структурі виливків показника ССГ понад 85 % без суттєвої зміни рівня механічних властивостей виробів із високоміцного чавуну.

Література:

1. Бубликов В. Б. Кальций в высокопрочном чугуне. *Процессы литья*. 2007. № 5. с. 4–10.

2. Клочнев Н. И. Литейные свойства чугуна. – М.: Машиностроение, 1968.

Бубликов В.Б., Бачинський Ю.Д., Нестерук О.П., Медвідь С.М., Логунов С.С.
(ФТІМС НАН України, Київ)

ВПЛИВ ПЕРЕДМОДИФІКУВАЛЬНОГО ОБРОБЛЕННЯ РОЗПЛАВУ І ШВИДКОСТІ ОХОЛОДЖЕННЯ НА СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ТОНКОСТІННИХ ВИЛИВКІВ З ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ

E-mail: otdel.vch@gmail.com

Раціональне отримання високоміцного чавуну перлітного класу забезпечується за умови кристалізації виливків без утворення структурно-вільного цементиту (відбілу) у їх структурі. Дослідні плавки проводили з використанням в якості шихти «базового» нелегованого чавуну (масова частка, %: 3,65 C; 0,98 Si; 0,27 Mn; 0,025 S; 0,032 P; 0,09 Cr) та чавуну цього ж складу легованого 0,63 % Cu.

Сфероїдизувальне оброблення виконували у ковші феросиліцій-магній-кальцієвою лігатурою ФСМг7К4 (з масовою часткою Mg = 7-8 % та Ca = 4-5 %) при випуску отриманих розплавів з печі. Для дослідження впливу швидкості охолодження на фазовий склад і співвідношення складових металевої основи високоміцного чавуну відливали ступінчасті проби з товщиною перетину ступенів 2,5; 5,0; 10,0; 15,0 мм, швидкість охолодження яких складала 10,5; 4,3; 1,6; 0,87 °C/c, відповідно. Встановлено, що у структурі всіх перетинів ступенів з нелегованого високоміцного чавуну утворюється небажана цементитна фаза, кількість якої зменшується від 16 % (в ступені товщиною 2,5 мм) до 9 % (в ступені товщиною 15 мм). Відповідно, збільшується кількість фериту в перліто-феритній металевій основі – від 13 до 22 %.

З метою підвищення якості вихідного залізовуглецевого розплаву, збільшення кількості активних центрів кристалізації кулястого графіту і переходу до варіанту кристалізації розплаву без утворення небажаної метастабільної цементитної фази було застосовано передмодифікувальне оброблення розплаву в печі графітовим порошком марки М1 (фракція 1-3 мм).

Виявлено значний позитивний вплив передмодифікувального оброблення розплаву на зміну параметрів структури високоміцного чавуну. Структурно-вільний цементит у кількості 5 % утворюється лише в ступені товщиною 2,5 мм, яка

охолоджується найшвидше (~10,5 °С/с). Кількість фериту в структурі металевої основи зменшується зі збільшенням швидкості охолодження виливка. Кількість вкраплень графіту в структурах нелегованого і легованого 0,63 % Cu високоміцних чавунів збільшується, відповідно, у понад 2 рази і в 1,7 рази. Разом із збільшенням кількості вкраплень графіту збільшується їх дисперсність (діаметр зменшується у 1,5-2 рази).

Під час дослідження впливу передмодифікувального оброблення на структуру легованого міддю високоміцного чавуну утворення структурно-вільного цементиту у кількості 2-3 % виявлено тільки при швидкості охолодження 10,5 °С/с (тобто у ступені товщиною 2,5 мм), що у два рази менше, ніж у нелегованому чавуні. Виявлено також вплив попереднього оброблення розплаву на структуру металевої основи легованого високоміцного чавуну: у всьому дослідженому інтервалі швидкостей охолодження відносна кількість фериту складала 14-23 %, що в 2-3 рази менше, ніж у нелегованому високоміцному чавуні.

Встановлено, що передмодифікувальне оброблення розплаву графітовим порошком є вагомим технологічним чинником, який забезпечує збільшення щільності вкраплень кулястого графіту на 1 мм^2 площі шліфа в 1,5-2 рази і запобігає утворенню структурно-вільного цементиту у структурі виливків з мінімальною товщиною стінок 5 мм, що створює передумови для підвищення механічних властивостей високоміцного чавуну на 15-30 % і дозволяє не проводити технологічну операцію енергоємного графітизувального відпалу для розкладання структурно-вільного цементиту.

Ващук В.В., Троснікова І.Ю.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)

ВПЛИВ ПРИРОДИ МАТЕРІАЛУ ТА ФОРМ ОБЛИЦЮВАНЬ НА ВЛАСТИВОСТІ КУМУЛЯТИВНИХ ЗАРЯДІВ

E-mail: vashchuk.vitalii@lll.kpi.ua

Сучасні дослідження у галузі матеріалознавства та високотемпературних технологій звертають увагу на кумулятивні заряди, ключові елементи багатьох технічних систем, від військових застосувань до цивільних інженерних рішень.

Кумулятивні заряди використовуються для проникнення в складні перешкоди, де критично важливими є вибір матеріалу і точність форми облицювання.

Актуальність теми полягає у необхідності підвищення ефективності кумулятивних зарядів, оптимізації їх виробництва та зменшення вартості, що можливе завдяки вибору оптимальних матеріалів та форм. З огляду на глобальні тенденції у зростанні використання цих технологій, дослідження можуть мати значний вплив на обороноздатність країн та безпеку цивільних застосувань.

Короткий огляд літератури підкреслює, що хоча багато робіт фокусуються на хімічному складі вибухових матеріалів, значно менше уваги приділяється впливу механічних властивостей матеріалів облицювання на кумулятивні ефекти. Дослідження таких аспектів, як геометрія та матеріал облицювання, мають вирішальне значення для підвищення проникаючої здатності зарядів. Різноманітність використаних матеріалів, від металів до композитів, відкриває нові напрямки для подальших досліджень у покращенні характеристик кумулятивних зарядів [1-3].

Основною метою роботи є встановлення впливу природи матеріалу та форми облицювання кумулятивних зарядів на їх ефективність та проникаючу здатність. Робота покликана аналізувати різні матеріали, які використовуються у виготовленні кумулятивних зарядів, та оцінювати, як фізичні, хімічні та механічні властивості цих матеріалів впливають на детонаційні характеристики заряду. Крім того, розглядається, як форма заряду впливає на розподіл тиску та температури під час вибуху, що зумовлює кінцеві характеристики проникнення.

Аналіз джерел показує, що інтеграція теоретичних даних з практичними дослідженнями дозволяє розробити рекомендації щодо вибору найкращих матеріалів і форм для кумулятивних зарядів, що може бути застосоване в різних сферах. Подальші дослідження мають зосередитися на вивченні впливу комбінацій різних матеріалів та форм, щоб вдосконалити дизайн та ефективність кумулятивних зарядів.

Виявлено значний вплив природи матеріалу та форми облицювання на властивості кумулятивних зарядів. Встановлено, що вибір матеріалів з високою

щільністю і теплопровідністю, таких як мідь і вольфрам, оптимізує формування кумулятивного струменя, підвищуючи його проникаючу здатність. Також, форма облицювання виявилася критичним фактором для забезпечення ефективності зарядів, при чому конічні форми з тісно визначеним кутом при вершині демонстрували найкращі результати у фокусуванні енергії вибуху.

Це дослідження не лише розширює теоретичне розуміння динаміки кумулятивних зарядів, але й надає практичні рекомендації для їхнього проєктування. Подальші дослідження повинні зосередитися на вивченні комбінованого впливу різних матеріалів і геометрій для розробки більш ефективних та безпечних кумулятивних систем. Також важливим є дослідження впливу екологічних чинників та вартості матеріалів на загальну ефективність і доступність кумулятивних технологій у промислових та оборонних застосуваннях.

1. Левченко Б.О. Матеріалознавство у виробництві вибухових речовин. – Київ: Наукова думка, 2016.

2. Кравченко К.І. Сучасні технології в виробництві кумулятивних зарядів. – Харків: Фактор, 2019.

3. Горбачов А.М. Фізика високих енергій та її застосування в техніці. – Дніпро: Арт Прес, 2020.

Вендін В.В., Мініцький А.В., Биба Є.Г., Мініцька Н.В.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)

РОЗРОБКА СПЛАВІВ НА ОСНОВІ КОМПОЗИЦІЙНИХ ПОРОШКІВ ТИТАН-НІКЕЛЬ

E-mail: aminitsky@gmail.com

Одним із найбільш перспективних конструкційних матеріалів є титанові сплави, що активно застосовуються в авіаційній галузі [1]. Основним питанням матеріалознавства титану є розробка нових технологій, що забезпечать значне зниження вартості титанових виробів (відносно інших конструкційних матеріалів). При цьому важливо не допустити зниження фізико-механічних характеристик

титанових сплавів. Технологіями, що можуть принципово забезпечити якість виробів при зниженні їх вартості, є методи порошкової металургії.

Метою роботи було вивчення параметрів поверхневої термічної обробки на структуру та властивості композиційних матеріалів із порошків титан-нікель.

Дослідження впливу умов поверхневої обробки матеріалу титан-нікель покращить розуміння процесів змочування та інфільтрації та їх впливу на властивості виробів [2]. Це необхідно для деталей, які будуть працювати при високих температурах або навантаженнях, наприклад, авіаційні двигуни чи турбіни.

Встановлено, що кінетика процесу хімічного осадження впливає на кількість нікелю, що розподіляється на поверхні частинок титану, збільшення часу осадження з 60 до 120 хв призводить до збільшення кількості нікелю з 2,3 до 4,2 %.

Було досліджено вплив умов поверхневої променевої обробки на структуру та властивості порошкового матеріалу титан-нікель. Зразки були спресовані на гідравлічному пресі при тиску 300 МПа з плакованого нікелем порошку титану. Спікання зразків проводили електронним променем на установці «ЭЛА-6» в різних режимах обробки.

Дослідження спечених матеріалів показали, що структура отриманих зразків дрібнозерниста з рівномірно-розподіленої між зернами титану інтерметалідної фази $NiTi_2$. Фазовий склад матеріалу на основі плакованого титанового порошку нікелем (4 %) становить 92,3 % вмісту α-фази титану і 7,7 % вмісту інтерметаліду $NiTi_2$. Дослідження міцності на стиснення показало, що значення міцності зразків на основі плакованих порошків близько 1420 – 1435 МПа.

Результати досліджень показали, що використання поверхневої електронно-променевої обробки для спікання плакованих композиційних порошків дозволяє отримати дрібну та рівномірну мікроструктуру, з високими фізико-механічними властивостями матеріалу.

References:

1. Titanium (Ti) – Properties, Applications [Electronic resource] // AZO materials [official website]. – Electronic data. – access mode: https://www.azom.com/properties.aspx?ArticleID=712. – Name from the screen. – View date: 12.06.2023.

2. Hedren M. Simulation of Additive Manufacturing Process Physics and Properties in Powder Bed Electron-Beam Melting of Ti-6Al-4V / M. Hedren. – Thesis, University of Washington: Washington, 2020. – 167 p.

Верховлюк А.М.[1], Лютий Р.В.[2], Матковський Д.Ю.[2]
([1]ФТІМС НАН України; [2]КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)

ЛИВАРНІ ТА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОЕНТРОПІЙНОГО СПЛАВУ Al-Cu-Ni-Cr-Fe

E-mail: rvl2005@ukr.net

Високоентропійні сплави (ВЕС) – це особливі металеві сплави, які виділяються своїми надзвичайними властивостями та структурою. ВЕС складаються із п’яти або більшої кількості різних компонентів, які розподіляються майже рівномірно по всій матриці сплаву. Це відрізняє їх від традиційних сплавів, де переважає один головний компонент, а інші додаються в незначних кількостях. Головна особливість ВЕС полягає у найбільших значеннях ентропії, що і визначає їх назву. Атоми різних компонентів у сплавах розташовуються випадковим чином, утворюючи структуру зі значною невпорядкованістю. Така структура має значний вплив на механічні, фізичні та хімічні властивості [1].

Нова ідея створення суперсплавів виникла наприкінці XX ст. і була заснована на «змішуванні кількох основних елементів» у високій концентрації для синтезу нового класу сплавів. Найпершим з відомих дослідників цієї ідеї був Брайан Кантор (з філії Університету Сассекса, Великобританія, 80-ті р.р. XX ст.), однак його теорію не було сприйнято і не було реалізовано на практиці. У 1996 р. Дж. В. Йех (з Національного університету Цін Хуа, Тайвань) вперше реалізував цю ідею.

Після цього «сплави Кантора» отримали розвиток з додаванням інших елементів, що розширило виробничий процес. Номенклатура цих сплавів також значною мірою розширилась. Найбільш відомими з них стали:

– евтектичні сплави системи Co-Cr-Fe-Ni-Ta_x, де x = 0,1, 0,2, 0,3, 0,395, 0,4 і 0,5 у мольному співвідношенні [2]. Ці сплави з особливими властивостями знаходять застосування в різних галузях, де потрібна термічна стійкість та висока механічна міцність;

– зносостійкі сплави системи V-Cr-Mn-Fe-Co-Ni [3] мають структуру з гранецентрованою кубічною граткою (ГЦК), армованою твердою σ-фазою. Характеризуються високою стійкістю до абразивного зношування;

– загартовані з рідкого стану за допомогою методики splat-охолодження сплави Fe_5-Cr(або Co)-Cu-Ni-Mn-Si, тобто заливанням металу між двома спеціальними охолоджуваними мідними роликами [4]. Сплави мають унікальну структуру, представлену різними твердими розчинами з гранецентрованими кубічними ґратками (ГЦК);

– багатокомпонентні сплави [5] системи Al-Cu-Ni-Fe-Cr-Ti-V, які після відпалу за високих температур (1000 °C) зберігають структуру із поєднанням об’ємноцентрованої кубічної (ОЦК) і гранецентрованої (ГЦК) кубічної граток.

У високоентропійних сплавах, завдяки наявності багатьох компонентів, утворюються різноманітні можливості розташування атомів у кристалічній ґратці, а це, в свою чергу, призводить до значного зростання ентропії. Висока ентропія сприяє формуванню невпорядкованого твердого розчину [6]. Відомо, що при високій ентропії змішування виникає велика ймовірність формування однієї фази невпорядкованого твердого розчину з ОЦК (замість неї може утворитися ГЦК ґратка). Щодо гексагональної щільно-упакованої (ГЩУ) – є підтвердження існування і такої структури у ВЕС [7].

Отримання ВЕС можливе за допомогою різних методів, серед яких варто виділити ливарне виробництво та порошкову металургію [8]. Ливарні методи включають плавлення сплаву в печах та його заливання в форму. Цей процес дає змогу отримувати деталі різної конфігурації. Важливою перевагою ливарних

методів є можливість виготовлення деталей набагато більших розмірів, порівняно з методом порошкової металургії [8].

У ливарному виробництві найбільш розповсюдженими є такі метали як Fe, Al, Cu, Ni, Cr та деякі інші. Тому саме сплав, який складається із цих 5 елементів, можна вважати найбільш перспективним та економічно вигідним. Структуру та властивості цього сплаву, отриманого методами порошкової металургії, досить добре досліджено. При цьому експериментальних даних щодо сплаву, одержаного ливарними методами, поки що немає.

В роботі сформульовано та вирішено такі завдання:

1. Вивчити особливості плавлення високоентропійного сплаву системи Al-Cu-Ni-Cr-Fe та розробити технологічний процес його отримання.

2. Дослідити фазовий склад сплаву.

3. Встановити динаміку фазових та термічних перетворень сплаву під час нагрівання.

4. Визначити ливарні властивості високоентропійного сплаву.

5. Визначити механічні властивості високоентропійного сплаву.

Під час підготовки шихтових матеріалів для створення сплаву Al-Cu-Ni-Cr-Fe було використано різноманітні складові з точними пропорціями. Кожен елемент сплаву вніс свій внесок, який в результаті становив близько 20 % атомної частки в загальній кількості.

Хімічний склад використаних компонентів шихти наведено в табл. 1.

Таблиця 1 – Хімічний склад компонентів шихти

Компонент шихти	Елемент, мас. %										Маса (г) на 1 кг сплаву
	Fe	C	Ni	Cr	Mn	Al	Cu	Si	S	P	
Чавун	74,1	2,6	17,0	1,6	1,4	0	2,6	2,0	0,025	0,035	285,2
Нікель			100*								169,8
Хром				100*							188,8
Мідь							100*				227,3
Алюміній						100*					105,0

Примітка. У використаних компонентах шихти вміст основного елемента не менше 99,5%.

Після перерахунку масових співвідношень компонентів на атомні отримано результат, представлений в табл. 2.

Таблиця 2 – Склад сплаву в масових та атомних відсотках

Елемент	Розрахунковий вміст елементів у сплаві										Разом
	Fe	C	Ni	Cr	Mn	Al	Cu	Si	S	P	
Мас. %	21,34	0,85	22,41	19,86	0,34	10,31	24,28	0,59	0,01	0,01	100
Ат. %	19,02	3,52	19,02	19,02	0,31	19,03	19,02	1,04	0,01	0,01	100

Плавлення ВЕС було проведено в індукційній тигельній печі номінальною місткістю 6,0 кг. Для визначення міцності на розтягування використано зразки трефоподібної форми. Для випробування на твердість за методом Брінелля використано зразок у формі шайби. Для визначення рідкотекучості використано модифіковані пруткові проби.

В результаті проведення рентгенофазового аналізу було встановлено, що склад високоентропійного сплаву за нормальних умов являє собою суміш структурних складових, які мають ГЦК та ОЦК гратки. Також у структурі сплаву помічені карбіди переважно шестикутної форми та газоусадкові пори (рис. 1).

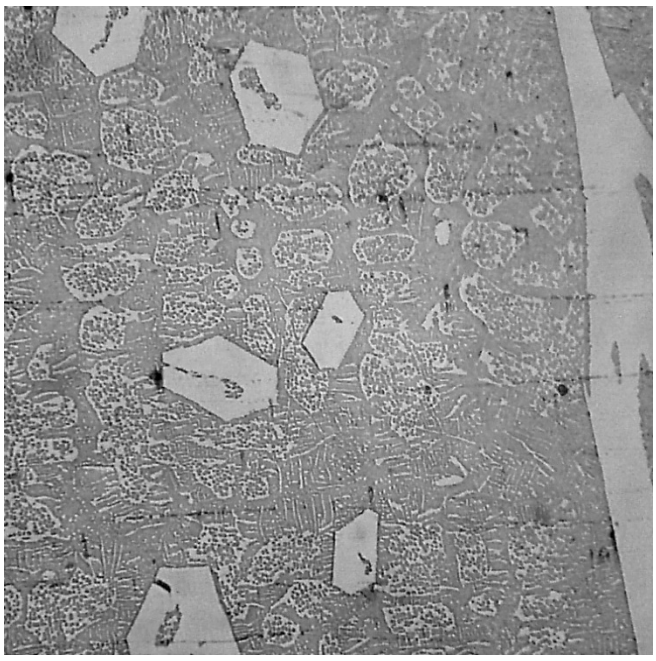


Рис. 1. Мікрошліф зразка ВЕС Al-Cu-Ni-Cr-Fe, збільшення х250

В результаті синхронного термічного аналізу встановлено, що температура ліквідусу сплаву 1343,5 °С, температура солідусу 1231,9 °С, тобто інтервал кристалізації досить значний – 111,6 °С

Рідкотекучість ВЕС, визначена в процесі заливання пруткових проб в піщано-глинясті форми на основі кварциту з добавкою рідкого скла, температура заливання (1450 ± 20) °С, лежить у межах 100…105 мм. Це досить високий показник, враховуючи те, що аналогічна характеристика чавунів різного складу, визначена за тих самих умов, становить: сірий чавун (3,0 % С, 2,0 % Si; 0,6 % Mn) – 70…80 мм; високохромистий чавун (3,0 % С; 1,4 % Si; 1,6 % Mn; 18,8 % Cr; 3,0 % Ni) – 100…110 мм; спеціальний чавун (3,0 % С; 2,0 % Si; 17,0 % Ni; 2,5 % Cu; 2,5 % Cr; 1,4 % Mn) – 85…90 мм.

Вперше визначено основні механічні властивості ВЕС системи Al-Cu-Ni-Cr-Fe. Установлено, що міцність при розриванні сплаву становить 450…550 МПа, тобто за цим показником сплав не поступається вуглецевим сталям і високоміцному чавуну.

Поєднання незначної, але задовільної пластичності (відносне видовження складає 2 %) та твердості за методом Брінелля на рівні 320…340 НВ, залишає цьому сплаву придатність до механічного оброблення.

Література:

1. Ming-Hung Tsai, Jien-Wei Yeh (2014). High-Entropy Alloys: A Critical Review, Materials Research Letters, 2:3, P. 107-123.

2. Huo W., Zhou H., Fang F., Zhou X., Xie Z., Jiang J. (2018). Microstructure and properties of novel $CoCrFeNiTa_x$ eutectic high-entropy alloys. Journal of Alloys and Compounds, 735. – P. 897-904. doi:10.1016/j.jallcom.2017.11.075

3. Карпець М.В. (2015). Новые материалы. Влияние содержания Ni на износостойкость литого высокоэнтропийного сплава $VCrMnFeCoNi_x$.

4. Полонський В.А., Башев В. Ф., Кушнерьов О. І. Структура та корозійно-електрохімічні властивості швидкозагартованих високоентропійних сплавів $Fe_5CrCuNiMnSi$ та $Fe_5CoCuNiMnSi$.

5. Чернявський В. В. Закономірності формування структури та механічних властивостей високоентропійних сплавів системи Al-Cu-Ni-Fe-Cr-Ti-V в процесі механічного легування та спікання: автореф. дис. к. т. н.: 05.16.06 – порошкова металургія та композиційні матеріали / В. В. Чернявський – Київ, 2016. – 26 с.

6. Tsai M.H. High–Entropy Alloys: A Critical Review / M.H. Tsai, J.W. Yeh // Mater. Res. Lett. – 2014. – Vol. 2. – P. 107–123.

7. Dada M., Popoola P.A., Adeosun S.O., Mathe N.R. (2019). High Entropy Alloys for Aerospace Applications. Aerodynamics.

8. Yin, Xiang & Xu, Shuqiong (2018). Properties and Preparation of High Entropy Alloys. MATEC Web of Conferences. 142. 03003. 10.1051/matecconf/201714203003.

Воденнікова О.С.
(Запорізький національний університет, м. Запоріжжя)

ПРАКТИЧНІ АСПЕКТИ ЗАСТОСУВАННЯ STEM-ОСВІТИ В ОСВІТНЬОМУ ПРОЦЕСІ ПІДГОТОВКИ ЗДОБУВАЧІВ ПЕРШОГО (БАКАЛАВРСЬКОГО) РІВНЯ ВИЩОЇ ОСВІТИ ЗА СПЕЦІАЛЬНІСТЮ 136 «МЕТАЛУРГІЯ»

E-mail: oksana_vodennikova@ukr.net

В нинішні дні посилення ролі STEM-освіти є одним із пріоритетів модернізації освіти, складовою частиною державної політики з підвищення рівня конкурентоспроможності національної економіки та розвитку людського капіталу, одним з основних факторів інноваційної діяльності у сфері освіти, що відповідає запитам економіки та потребам суспільства. STEM-освіта спрямована на розвиток особистості через формування компетентностей, природничо-наукової картини світу, світоглядних позицій і життєвих цінностей з використанням трансдисциплінарного підходу до навчання, що базується на практичному застосуванні наукових, математичних, технічних та інженерних знань і вмінь для

розв'язання практичних проблем для подальшого використання їх у професійній діяльності [1]. STEM-навчання поєднує в собі проєктний та міждисциплінарний підходи, основою для яких є інтеграція природничих наук в технології, інженерну творчість і математику [2].

Розвиток STEM-освіти в Україні здійснюється на онлайн-платформах з залученням медіа-продукції, віртуальних STEM-центрів, за допомогою різних методичних прийомів: онлайн екскурсій, квестів, конкурсів, змагань, фестивалів та інших, які доступні для всіх видів освіти (формальної, неформальної та інформальної) [3].

На сьогодні в Запорізькому національному університеті (ЗНУ) підготовка здобувачів першого (бакалаврського) рівня вищої освіти за спеціальністю 136 «Металургія» здійснюється згідно з освітньо-професійними програмами (ОПП) «Металургія» та «Обробка металів тиском».

Освітньо-професійна програма «Металургія» [4] передбачає підготовку фахівців з виробництва чорних та кольорових металів і сплавів, контролю якості виробничого та технологічного процесів металургійної промисловості. Згідно з ОПП «Металургія» [4], до обов’язкових компонентів освітньої програми належать як навчальні дисципліни циклу загальної підготовки, циклу професійної підготовки спеціальності, так і циклу професійної підготовки освітньої програми. Також в ОПП «Металургія» передбачаються вибіркові компоненти освітньої програми, зокрема дисципліни вільного вибору студента в межах ЗНУ та дисципліни вільного вибору студента в межах спеціальності.

Так безпосередньо, згідно проєкту ОПП «Металургія» на 2024 рік, у циклі дисциплін професійної підготовки за спеціальністю та циклі дисциплін професійної підготовки за освітньою програмою змінено дисципліни з врахуванням воєнної ситуації та Стратегії розвитку ЗНУ в умовах воєнного стану та повоєнного відновлення України на 2023–2025 роки [5]. Відбулося оновлення варіативної частини навчальних планів. Зокрема, впроваджено курс STEM-освітнього спрямування – «Адитивні технології в металургії».

Під час дистанційного навчання в ЗНУ за спеціальністю 136 «Металургія»

широко застосовується система електронного забезпечення навчання ЗНУ Moodle [6], яка дозволяє здобувачам вищої освіти ознайомитися з наповненням дисциплін ОПП, виконувати практичні та лабораторні завдання, проходити тестування та інше [7, 8].

Для кращого засвоєння дисциплін циклу загальної підготовки та циклу професійної підготовки спеціальності в рамках роботи студентської наукової проблемної групи «Сучасні технології підвищення ефективності виплавки та обробки чорних металів та сплавів» з метою виявлення найбільш здібних та талановитих, схильних для науково-дослідної роботи студентів, створення умов для участі студентів у науково-дослідній роботі, формування національної самосвідомості та активної громадської позиції молоді, проводяться наукові семінари, наприклад, на тему «Сучасні проблеми металургії та матеріалознавства: досвід України та зарубіжжя», «Сучасні наукові дослідження та перспективи розвитку металургії» та інші. Для розширення наукової ерудиції у студентів, а також виховання у них потреб і вміння постійно вдосконалювати власні знання проводяться наукові семінари, наприклад, за темами «Дуальна освіта в закладах вищої освіти: виклики, проблеми та перспективи», «Сучасні інноваційно-інформаційні технології навчання в закладах вищої освіти», «Академічна доброчесність: проблеми реалізації та відповідальність» та інші.

Найпоширенішими засобами для здійснення STEM-навчання є лабораторні прилади, електронні пристрої (3D-принтери, комп’ютери, цифрові проектори та інше). Їх використання надає змогу студентам здійснювати проєктну та дослідницьку діяльність, реалізувати завдання моделювання різноманітних процесів і явищ та усвідомлено формувати якісно нові трансдисциплінарні знання.

В ЗНУ є практика визнання результатів навчання, здобутих шляхом неформальної та/або інформальної освіти [9]. Так, наприклад, в межах вивчення природничих наук (зокрема дисципліни «Техноекологія регіону») здобувачі вищої освіти мають змогу підвищити свою кваліфікацію шляхом прослуховування дистанційних курсів, наприклад, «Зелена Угода ЄС та кліматична нейтральність» або тренінгу «Глобальні екологічні проблеми. Формування екологічної свідомості

областей». За підсумками визнання таких результатів навчання заявнику зараховується певна кількість кредитів вибіркової складової освітньої програми. У такому випадку визнані результати навчання відображаються в індивідуальному навчальному плані як один чи декілька вибіркових освітніх компонентів. Обсяги таких освітніх компонентів у кредитах ЄКТС. визначаються освітньою програмою та навчальним планом освітньої програми.

Набуті знання та практичні навички за спеціальністю здобувачі вищої освіти можуть застосовувати при написанні наукових робіт (як університетських, так і всеукраїнських та міжнародних), наукових статей у фахові видання України категорія «Б», тез доповідей на міжнародні та всеукраїнські конференції та інше.

Таким чином, основною особливістю STEM-освіти є інтегроване навчання застосування науково-технічних знань у реальному житті. Науково-методичні засади створення моделі STEM-освіти полягають у переході від традиційного навчання до інноваційного. Це відбувається шляхом використання методів проєктно-орієнтованого навчання. Так у процесі впровадження моделі STEM-навчання в Запорізькому національному університеті, викладачі кафедри металургійних технологій, екології та техногенної безпеки використовують методику навчання із врахуванням вимог та особливостей STEM-освіти. Заняття проводяться з використанням методу проєктів, практико-орієнтованого навчання, перевернутого навчання, змішаного навчання, хмарних технологій, технології WEB 2.0. STEM-навчання поєднує в собі міждисциплінарний і проєктний підхід, дозволяючи здобувачам вищої освіти в подальшій професійній діяльності застосовувати отримані в закладах вищої освіти науково-технічні знання.

Перспективи подальших досліджень полягають у координації зусиль освітян з метою поширення кращих STEM-освітніх практик, створенні стратегічного партнерства між коледжем, університетом та підприємствами.

Література:

1. STEM-освіта. URL: https://imzo.gov.ua/stem-osvita/ (дата звернення: 02.04.2023).

2. Балик Н.Р., Шмигер Г.П. Підходи та особливості сучасної STEM-освіти. *Фізико-математична освіта*. 2017. Вип. 2. С. 26–30.

3. Яцина О. Ф. STEM-освіта – ефективний підхід до навчально-дослідницької роботи студентів-психологів. *STEM-освіта: науково-практичні аспекти та перспективи розвитку сучасної системи освіти*: матеріали всеукраїнського науково-педагогічного підвищення кваліфікації. – Одеса: Видавничий дім «Гельветика», 2021. С. 310–312.

4. Освітньо-професійна програма першого (бакалаврського) рівня вищої освіти за спеціальністю 136 «Металургія», галузь знань 13 «Механічна інженерія» (2022). URL: https://www.znu.edu.ua/ukr/pk/4362/4743/12487 (дата звернення: 02.04.2024).

5. Стратегія розвитку Запорізького національного університету в умовах воєнного стану та повоєнного відновлення України на 2023–2025 роки. URL: chrome-extension://efaidnbmnnnibpcajpcglclefindmkaj/https://www.znu.edu.ua/2023/docs/strateg__ya_rozvitku_zapor__z__kogo_nats__onal__nogo_un__versitetu_v_umovakh_vo__nnogo_stanu_ta_povo__nnogo_v__dnovlennya_ukrayini__2023-2025_.pdf (дата звернення: 08.04.2024).

6. Система електронного забезпечення навчання ЗНУ Moodle. URL: https://moodle.znu.edu.ua/ (дата звернення: 02.04.2023).

7. Застосування дистанційного навчання в закладах вищої освіти. *Бъдещите изследвания–2020*: материали за XVI международна научна практична конференция. Volume 7 Педагогически Науки. – Софія: Бял ГРАД-БГ, 2020. – С. 9–12.

8. Воденнікова О. С., Воденніква Л. В. Електронне навчання як сучасний спосіб отримання якісної освіти. *Молоді вчені 2020 – від теорії до практики*: збірник матеріалів XI Всеукраїнської конференції молодих вчених. Секція 5 «Інновації в освіті, педагогіці. Психологія. Природничі, гуманітарні, соціально-політичні науки». – Дніпро: НМетАУ, ІнІФН, 2020. – С. 144–147.

9. Положення Запорізького національного університету про порядок

визнання результатів навчання, здобутих шляхом неформальної та/або інформальної освіти. URL: chrome-extension://efaidnbmnnnibpcajpcglclefindmkaj/https://sites.znu.edu.ua/navchalnyj_viddil/normatyvna_basa/polozhennya_znu_pro_poryadok_viznachennya_rezul__tat__v_navchannya__otrimanikh_u_neformal__n__j_osv__t__.pdf (дата звернення: 08.04.2024).

Воденнікова О.С.[1], Воденніков С.А.[2], Бондаренко Я.В.[1]
([1]Запорізький національний університет;
[2]НУ«Запорізька політехніка», м. Запоріжжя)

ТЕХНІКО-ЕКОНОМІЧНЕ ОБҐРУНТУВАННЯ ДОЦІЛЬНОСТІ МОДЕРНІЗАЦІЇ АГЛОМЕРАЦІЙНОЇ ФАБРИКИ ПрАТ «КАМЕТ-СТАЛЬ»

E-mail: oksana_vodennikova@ukr.net

Відомо, що системна модернізація виробництва заснована на аналізі існуючого виробництва та завдань, що стоять перед ним, а також знаннях технологічних можливостей сучасного обладнання. Реалізація проєкту системної модернізації забезпечує зниження собівартості, підвищення продуктивності та якості металопродукції, значну економію витрат на виробництво [1]. Проводячи модернізацію виробництва з метою підвищення показників ефективності та формуючи стратегію розвитку високотехнологічних підприємств, менеджмент має забезпечити досягнення цих показників на якісно новому рівні. Тому головне завдання полягає не просто в удосконаленні стратегії, а в необхідності переконструювати підприємство для найкращої адаптації його до змін конкурентного середовища [2, 3]. Модернізація виробництва належить до основних інструментів підвищення ефективності виробничого процесу, що дають змогу підняти економіку країни на більш якісний рівень [4].

Забезпечення певних темпів розвитку і підвищення ефективності виробництва можливе за умови інтенсифікації відтворення та кращого використання діючих основних фондів і виробничих потужностей підприємств. Ці процеси, з одного боку, сприяють постійному підтриманню належного технічного

рівня кожного підприємства, а з іншого, – дозволяють збільшувати обсяг виробництва продукції без додаткових інвестиційних ресурсів, знижувати собівартість виробів за рахунок скорочення амортизації та витрат на обслуговування виробництва і його управління [5].

На сьогодні, зважаючи на несприятливу екологічну ситуацію у м. Кам'янське [6, 7] та в межах дії «Екологічної програми міста Кам'янське на 2021–2025 роки» [8], значну увагу слід приділити модернізації агломераційної фабрики ПрАТ «КАМЕТ-СТАЛЬ» – удосконаленню технології спікання агломерату, проведенні капітального ремонту агломераційної машини №7 та удосконаленні процесу газоочищення технологічних газів й аспірації основних вузлів пиловидалення.

У роботі пропонується проаналізувати вплив запропонованих заходів з модернізації агломераційної фабрики №2 ПрАТ «КАМЕТ-СТАЛЬ» на підвищення продуктивності агломераційного цеху, зниження собівартості агломерату та в подальшому й чавуну.

Згідно з Національним положенням (стандарту) бухгалтерського обліку 16 «Витрати» (НП(С)БО 16 «Витрати») [9] до виробничої собівартості продукції включаються: прямі матеріальні витрати; прямі витрати на оплату праці; інші прямі витрати; змінні загальновиробничі та постійні розподілені загальновиробничі витрати. В даній роботі як об'єкт дослідження розглядається економічний елемент «Матеріальні витрати», що включає наступні статті: сировина й основні матеріали; купівельні напівфабрикати та комплектуючі вироби; паливо й енергія; будівельні матеріали; запасні частини; тари й тарні матеріали; допоміжні та інші матеріали.

В роботі досліджується процес формування собівартості 1 тонни агломерату, що спікається за удосконаленою технологією з використанням енергозберігаючих заходів в умовах агломераційної фабрики ПрАТ «КАМЕТ-СТАЛЬ» при збільшенні обсягу виробництва агломерату після модернізації виробництва з 3,95 до 5,6 млн.т/рік агломерату. Зокрема при калькулюванні виробничої собівартості 1 тонни агломерату значна увага приділяється пошуку способів зниження статей «Сировина й основні матеріали» та «Паливо й енергія». Безпосередньо при

застосуванні технології спікання агломерату за рахунок використання енергозберігаючих заходів в умовах агломераційної фабрики ПрАТ «КАМЕТ-СТАЛЬ», більш детально описаної в роботах [10, 11], при використанні того ж самого складу компонентів шихти, як і за існуючою технологією (поточному виробництві агломерату), його питома витрата зменшується з 1195,32 до 1185,66 кг/т агломерату.

Розглядаючи техніко-економічне обґрунтування доцільності модернізації агломераційної фабрики ПрАТ «КАМЕТ-СТАЛЬ», слід провести розрахунок економічної ефективності від запропонованих рішень. Слід зауважити, що у традиційній технології виробництва агломерату 40 % тепла, отриманого від спалювання твердого палива (за технологією це вугілля марки АШ (антрацитовий штиб)) в шарі шихти, втрачається при охолодженні агломерату, запропонована у роботі технологія спікання агломерату дозволяє використовувати це тепло, нагріваючи повітря і подаючи його в зону спікання, тим самим економлячи значну кількість твердого палива і охолоджуючи агломерат до температури ~200 °С. Зниження витрати вугілля марки АШ в шихту на з 0,04828 до 0,03862 т/т чавуну призведе до зниження грошових витрат на 30,92 грн/т чавуну, що в свою чергу призводить до зниження собівартості агломерату на 93,78 грн/т чавуну (табл. 1).

Відомо, що зменшення кількості дрібниці в агломераті на 1 % призводить до зменшення витрати доменного коксу на 0,55 % та збільшення продуктивності чавуну на 0,55 %. Завдяки впровадження технології спікання агломерату за рахунок використання енергозберігаючих заходів [10, 11] кількість дрібниці в агломераті зменшиться з 14,1 до 8,0 % і відповідно на 3,355 % ((14,1-8,0)*0,55=3,355 %) зменшиться витрата доменного коксу, що в свою чергу призведе до зниження собівартості чавуну на 174,5 грн/т чавуну (табл. 1).

Таким чином, при збільшенні обсягу виробництва чавуну після модернізації агломераційної фабрики на 3,355 % річний прибуток складе 158151,635 тис.грн/рік або 4140,095 тис.$/рік (табл. 2).

У виробничу собівартість продукції закладаються додаткові витрати на електроенергію (табл. 3), що споживається обладнанням відповідно до

запропонованої технології спікання агломерату за рахунок використання енергозберігаючих заходів. Додаткові витрати на електроенергію складають 5 282 098,668 грн. або 138274,834 $.

Таблиця 1 – Витрати та показники собівартості сировини для виплавки 1 тонни чавуну до та після модернізації агломераційної фабрики

Найменування сировини	Фактичні витрати на 1 т чавуну (поточне виробництво)			Витрати, що плануються на 1 т чавуну (після модернізації агломераційної фабрики)			Зниження грошових витрат	
	кількість, т	ціна*, грн./т	сума, грн.	кількість, т	ціна*, грн./т	сума, грн.	грн.	$****
Вугілля марки АШ	0,04828	3200,00	154,50	0,03862	3200,00	123,58	30,92	0,81
Кокс	0,41620	12500,00	5202,50	0,40224**	12500,00	5028,00	174,50	4,57
Агломерат	1,73960	2865,00	4983,95	1,73960	2834,08***	4890,17	93,78	2,46

Примітки:

* ціни на вугілля марки АШ, агломерат та кокс бралися згідно даних [12].

** зменшення на 3,355 % витрати доменого коксу в натуральних одиницях дорівнює: 0,41620*3,355/100=0,01396 т; 0,41620-0,01396=0,40224 т.

*** зниження ціни на агломерат відбувається за рахунок зменшення витрати вугілля марки АШ: 2865,00-30,92=2834,08 грн./т.

**** курс $ по відношенню до гривні приймається рівним 1 USD = 38,2 UAH.

Таблиця 2 – Вплив збільшення обсягу виробництва чавуну після модернізації агломераційної фабрики на річний прибуток

Найменування виробництва	Обсяг виробництва чавуну, т/рік		Ціна, грн/т	Річний прибуток	
	поточне виробництво	після модернізації агломераційної фабрики, т/рік		тис.грн/рік	тис.$/рік
Виробництво чавуну	536522	554533*	8786**	158151,635***	4140,095****

Примітки:

* обсяг виробництва чавуну після модернізації фабрики збільшився на 3,355 %, що в

натуральних одиниця дорівнює: 536522*3,355/100=18000,41375 т/рік;
536522+18000,41375= 554533,41375 т/рік.
** ціна на чавун товарний бралася згідно даних [13].
*** річний прибуток від збільшення обсягу виробництва складає:
18000,41375х8786=158151,635 тис.грн/рік.
**** курс $ по відношенню до гривні приймається рівним 1 USD=38,2 UAN.

Таблиця 3 – Додаткові витрати на споживання електроенергії після модернізації агломераційної фабрики

Споживання електроенергії, кВ·год.	Час роботи обладнення, год/рік	Річне споживання електроенергії, кВ·год.	Тариф, грн/МВт·год.	Витрати на рік, грн.
1243	8760	10 888 680	485,10 *	5 282 098,668

Примітка: * Згідно даних ПрАТ «НЕК Укренерго» (з 1.07.2023р. по 31.12.2023р.) послуги з передачі електричної енергії за 1 МВт·год. становлять 485,10 грн.

Література:

1. Тлибеков А. Х. Эффективность проекта модернизации производства деталей из листа. *Металлообработка*. 2012. № 3 (69). С. 46–51.

2. Особенности развития предприятия в инновационной экономике : монография / под ред. Н.С. Иващенко и А.В. Зайцева. Москва: Креативная экономика, 2011. 456 с.

3. Farek J., Kraft., Zaytsev A. High tech podniky v globalizovane znalostni ekonomice. Liberec, Czech Republic, EU : TUL, 2013. p. 211.

4. Бриксіна В. О., Шульгіна Л. М. Процеси та етапи управління модернізацією виробничої діяльності на підприємстві. *Економіка і суспільство*. 2016. Вип. 5. С. 137–141.

5. Семенов А. Г., Король С. А., Плаксюк О. О. Аналіз і розробка техніко-економічних показників модернізації устаткування. *Економічний вісник Донбас*у. 2011. № 1(23). С. 135–143.

6. Чим дихають жителі м. Кам’янське? URL: http://epl.org.ua/announces/chym-dyhatymut-zhyteli-m-kam-yanske/ (дата звернення: 19.10.2023).

7. Війна та екологічні проблеми Кам'янського. URL: https://www.poglyad.info/2022/09/28/vijna-ta-ekologichni-problemy-kamyanskogo/(дата звернення: 19.10.2023).

8. Екологічна програма Кам'янського: основні заходи та результати. URL: https://kam.gov.ua/ua/news/pg/110719267108532_p13/ (дата звернення: 19.10.2023).

9. Національне положення (стандарт) бухгалтерського обліку 16 «Витрати», затверджене наказом Мінфіну від 31.12.1999 р. № 318. URL: https://document.vobu.ua/doc/3368 (дата звернення: 22.08.2023).

10. Воденнікова О. С., Воденніков С. А., Бондаренко Я. В. Аналіз заходів з модернізації спікального відділення агломераційної фабрики ПрАТ «КАМЕТ-СТАЛЬ». *Вісник Криворізького національного університету*: збірник наукових праць. 2022. № 55. С. 49–58. doi: https://doi.org/10.31721/2306-5451-2022-1-55-49-58.

11. Воденнікова О. С., Воденніков С. А., Бондаренко Я. В. Модернізація агломераційної фабрики ПрАТ «Камет-сталь»: організаційні, технологічні, екологічні та техніко-економічні аспекти. *Метал і лиття України*. 2023. Т. 31. № 4(335). С. 8–17. doi: https://doi.org/10.15407/steelcast2023.04.01

12. flagma*. Объявления. URL: https://flagma.ua/ (дата звернення: 22.08.2023).

13. uaprom.info. Цены на товарный чугун продолжают падать, ДМЗ еще не вышел на рынок. URL: https://uaprom.info/news/153012-ceny-tovarnyj-chugun-prodolzhayut-padat-dmz-vyshel-rynok.html (дата звернення: 22.08.2023).

Воденнікова О.С.[1], Воденніков С.А.[2], Кучеренко М.А.[1], Піщенко К.А.[1]
([1]Запорізький національний університет;
[2]НУ«Запорізька політехніка», м. Запоріжжя)

НАНАНОАРТ ТА МЕТАЛУРГІЯ: СИМБІОЗ МИСТЕЦТВА ТА НАНОТЕХОЛОГІЙ ПІД ЧАС ВІЙНИ

E-mail: oksana_vodennikova@ukr.net

Під час російського вторгнення на терени України (з 2022 року по теперішній час) навчання в багатьох закладах вищої освіти України набуло дистанційного формату. У в'язку з цим стало неможливим виконувати певні практичні та

лабораторні роботи здобувачам вищої освіти технічних спеціальностей. Тому актуальним стає пошук альтернативних робіт, що зможуть поєднати в собі теоретичні та практичні складові за спеціальністю. Зокрема при підготовці здобувачів першого (бакалаврського) рівня вищої освіти за спеціальністю 136 «Металургія», які здатні розробляти і використовувати сучасні технології виробництва чорних та кольорових металів і сплавів, в Запорізькому національному університеті було впроваджено нову лабораторну роботу за темою «НаноАрт і металургія» з дисципліни «Металургія чорних металів». Поєднання металургії та мистецтва було обрано як для закріплення знань з основ матеріалознавства, зокрема дослідження мікро-та макроструктури чорних та кольорових металів і сплавів, так і для розвитку творчих здібностей здобувачів.

НаноАрт як один із напрямків наукового мистецтва заснований на творчій переробці продуктів нанотехнологій, а саме зображень молекулярної структури речовини, отриманих за допомогою електронних або атомно-силових мікроскопів. З одного боку – це природничо-наукова революція, яка вразила світ своїми результатами в галузі нанотехнологій, з іншого боку – це інформаційна революція, яка зробила доступними різноманітні комп'ютерні технології, в тому числі, що відкривають найширший спектр можливостей роботи з візуальними образами [1].

Особливістю процесу НаноАрту є обов’язковий фізичний експеримент. За допомогою високотехнологічного обладнання стає можливим отримати наноструктури, які досліджуються на надпотужних мікроскопах. Зображення НаноАрту (картини) мають не тільки наукову цінність, вони є естетично привабливими та мистецтвом майбутнього [2].

Слід зазначити, що в Україні цей напрям майже не представлений, існує лише у невеликих масштабах [3, 4], хоча за кордоном вже існує давно [5, 6].

Мета роботи – поширити сучасне українське мистецтво як поєднання інноваційного дизайну та нанотехнологій.

Поєднання НаноАрту та металургії ставить перед собою наступні завдання:

1. Популяризувати сучасне українське мистецтво як поєднання інноваційного дизайну (графічного дизайну) та нанотехнологій.

2. Привернути увагу закладів вищої освіти, наукових спільнот, підприємств та інших установ до сучасного креативного мистецтва та новітніх технологій.

3. Показати симбіоз науки та мистецтва, які є насамперед складовими творчого процесу та доповнюють і удосконалюють один одного, а в своїй єдності відкривають нові горизонти пізнання всесвіту.

Під час вирішення завдань застосовувався метод комплексного аналізу розвитку, технології, функції та естетики зображень НаноАрту. Суть цього методу полягає в тому, що процеси створення та сприйняття зображень НаноАрту поділяються на логічно-покрокові та емоційно-комплексні операції, що дозволяє розглядати кожну складову частину НаноАрту за однією універсальною схемою як окремо, так і в комплексі з іншими його складовими.

При створенні зображення у стилі НаноАрт було пройдено три етапи:

1. Синтез наноструктури (наноматеріалу).

2. Дослідження макро- та мікроструктури чорних та кольорових металів і сплавів з отриманням зображення високої якості.

3. За допомогою графічного редактора «розфарбування» отриманого зображення НаноАрту.

При «розфарбуванні» головним залишається творчість. Якщо окрім зміни кольору відбуваються інші види маніпуляцій (домальовуються або видаляються об’єкти, то вони повинні бути вказані в описі до зображення (картини). Кожне зображення НоноАрту повинно мати детальний опис, що включає тип наноструктури, матеріал, метод синтезу та можливе застосування. При створенні об’єкту НаноАрту можна використовувати будь-які мікро-та макроструктури. Кожна картина має свій внесок в мистецтво та щось символізує.

Процес створення зображення НаноАрту за допомогою графічного редактору Paint 3D на прикладі обробки зображення шлакових вкраплень в забракованих заготовках з конструкційної сталі марки 30ХГСНА представлено на рис. 1, а процес створення зображення НаноАрту за допомогою графічного редактора Adobe Photoshop CS на прикладі структури фериту з первинною сегрегацією елементів представлено на рис. 2.

Картина «Ведмідь» (рис. 3) символізує відвагу українського народу, хоробрість та стійкість солдатів Збройних сил України. Картина вказує на розкриття внутрішніх резервів солдатів Збройних сил України в боротьбі за рідні міста, села та цілісність України.

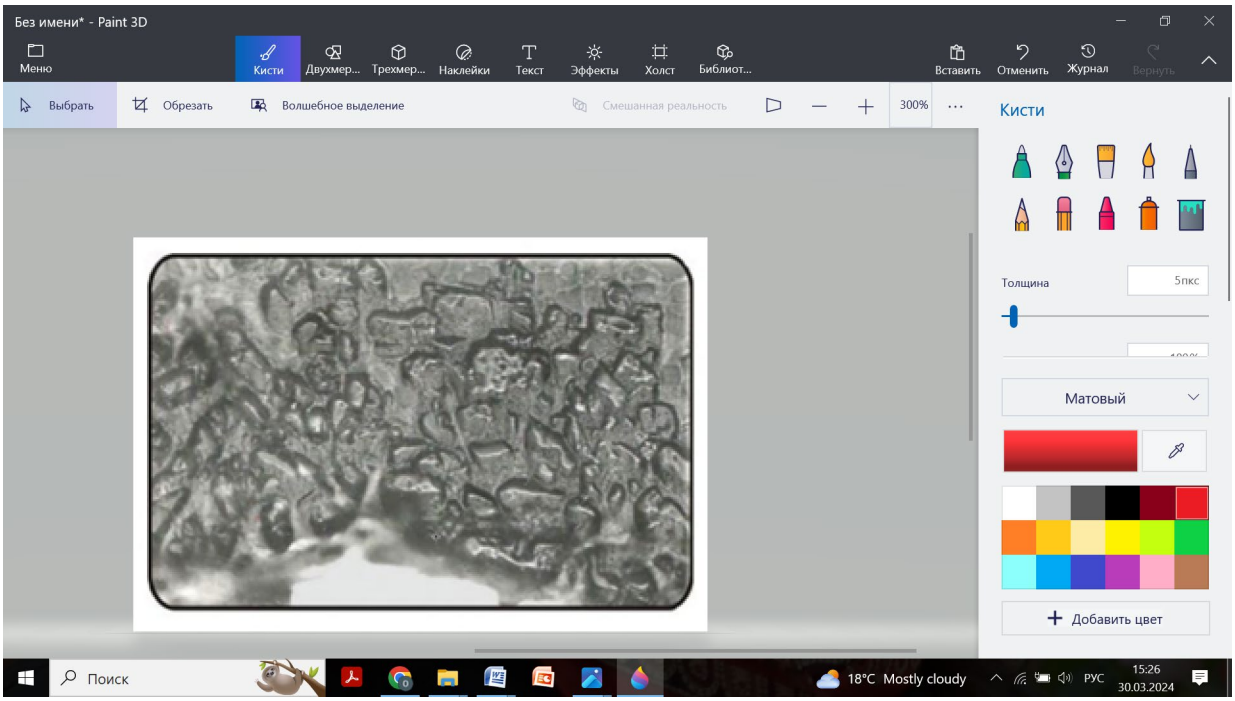


Рис. 1. Приклад процесу створення зображення НаноАрту за допомогою графічного редактора Paint 3D

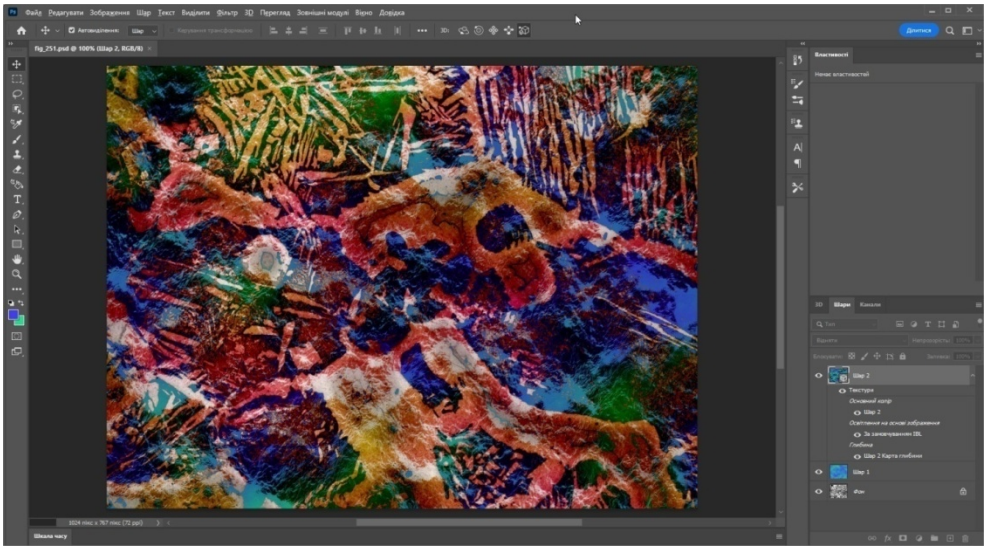


Рис. 2. Приклад процесу створення зображення НаноАрту за допомогою графічного редактора Adobe Photoshop CS

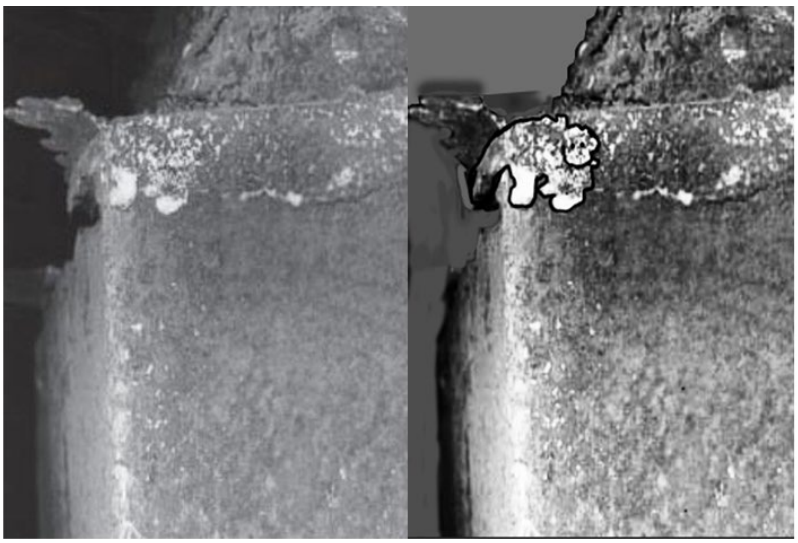


Рис. 3. Етапи створення зображення НаноАрту на прикладі заливини, що утворилася на великому листовому зливку в результаті затікання металу під надливну надставку (картина «Ведмідь»)

Картина «Війна бактерій» (рис. 4) символізує сьогоденний стан українського народу. Війну не тільки на болі бою, але і кібервійну.

Картина «Квіти» (рис. 5) символізує боротьбу українського народу за незалежність. Зокрема квіти червоного маку – це український символ пам'яті жертв, загиблих від дії агресії Росії. При цьому жовті квіти соняшники – це віра в перемогу, в найкраще майбутнє, відновлення України, народження нового покоління.

Таким чином, роботами, виконаними у стилі НаноАрт, треба привертати увагу світу до подій, що відбуваються в Україні у зв’язку з російським вторгненням на терени країни у 2022 році, закликати до допомоги та підтримки, ними надихатися та надихати інших.

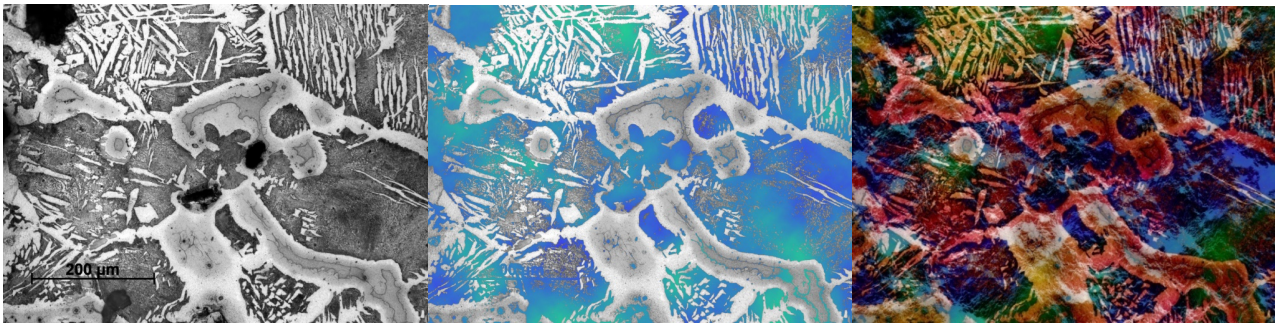


Рис. 4. Етапи створення зображення НаноАрту на прикладі фериту з первинною сегрегацією елементів ледебуриту (картина «Війна бактерій»)

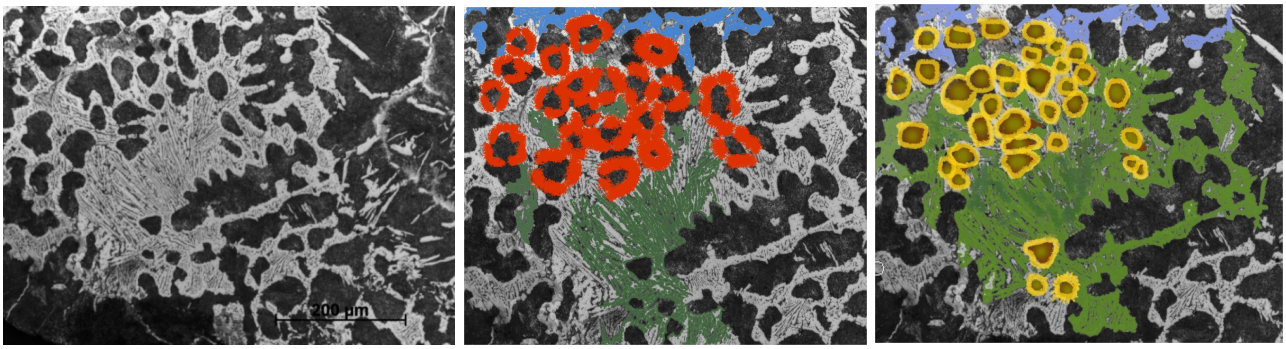


Рис. 5. Етапи створення зображення НаноАрту на прикладі доевтектичної структури, отриманої шляхом переплавлення та навуглецювання в рідкому стані: перліт і трансформований ледебурит (картина «Квіти»)

Література:

1. Хамшо Мхд Салем. Перспективы использования технологий нано-арт в современном графическом дизайне. URL: https://cheloveknauka.com/perspektivy-ispolzovaniya-tehnologiy-nano-art-v-sovremennom-graficheskom-dizayne (дата звернення: 05.03.2024).

2. Наноарт. Наука – це мистецтво. URL: https://bdpu.org.ua/nanoart/ (дата звернення: 05.03.2024).

3. Як створити НаноАрт? URL: https://bdpu.org.ua/nanoart/yak-stvoryty-nanoart/ (дата звернення: 05.03.2024).

4. Suchikova, Y., Kovachov, S. Rethinking the Goals and Values of Nanoart During the War: an Artists' Statement. Nanoethics 17, 12 (2023). https://doi.org/10.1007/s11569-023-00447-0

5. NanoArt – атомні/молекулярні скульптури та пейзажі. URL: https://www.interaliamag.org/articles/cris-orfescu-nanoart-atomic-molecular-sculptures-and-landscapes/ (дата звернення: 05.03.2024).

6. Наноарт. URL: https://habr.com/ru/articles/24342/ (дата звернення: 05.03.2024).

Воденнікова Ок.С.[1], Воденнікова Ол.С.[2], Рагалевич А.О.[3]
([1]Запорізький національний університет; [2] Запорізький державний медико-фармацевтичний університет, м. Запоріжжя; [3]Відокремлений підрозділ «Запорізька атомна електростанція», м. Енергодар)

ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСУ КОРОЗІЇ МІДНО-НІКЕЛЕВОГО СПЛАВУ МНЖ-5-1 В ТРУБКАХ КОНДЕНСАТОРІВ ДРУГОГО КОНТУРУ ВП ЗАЕС

E-mail: oksana_vodennikova@ukr.net

Основними стратегічними компонентами сучасної світової енергетичної політики є техногенна безпека, енергоефективність, енерго- і ресурсозбереження, які разом з іншими складовими являють собою обов'язкові умови екологічної гармонізації соціально-економічного розвитку людства [1].

На сьогодні серед ключових проблем атомної енергетики слід виділити:

– безпеку експлуатації функціонуючих атомних електростанцій;

– переважання реакторів II покоління на АЕС більшості країн;

– наближення завершення планових строків експлуатації більшості реакторів;

– утилізацію відпрацьованого ядерного палива; пріоритетний розвиток відновлюваної енергетики.

Серед досягнень атомної енергетики варто виділити:

– будівництво інноваційних АЕС з розробкою модифікованих реакторів ВВЕР-1200 та ВВЕР-1300;

– розробку малих модульних реакторів (ММР);

– удосконалення палива та оболонки для палива [2].

При експлуатації АЕС завжди залишається актуальною проблема створення та підтримки таких фізико-хімічних властивостей теплоносіїв, які б запобігали корозійним ушкодженням конструкційних матеріалів обладнання та утворення відкладень на його поверхнях [3, 4].

Найбільш радикальним із наявних на сьогодні методів запобігання корозійному зношуванню трубок парогенераторів є проведення періодичних хімічних промивок з боку другого контуру. Однак хімічні промивки призводять до

утворення значних об'ємів рідких відходів, що важко перероблюються [5]. Корозійні пошкодження металу з боку робочого середовища призводять до потоншення трубок, що передають тепло, та їх розриву [6].

Для запобігання корозійного розтріскування конструкційних матеріалів парогенераторів та корозійно-ерозійного зношування обладнання другого контуру з погляду технології ведення водно-хімічного режиму має бути забезпечено: зниження загального солевмісту котлової води в парогенераторі та особливо вмісту хлоридів та сульфатів; еквівалентність концентрацій катіонів та аніонів для стабільної підтримки величини pH продувної води у слаболужній області у всіх режимах роботи парогенератора; низький вміст кисню в конденсаті та поживній воді; стабільне підтримання величини pH поживної води [7].

Удосконалення хімічної корекції робочих середовищ другого контуру неможливе без заміни обладнання, що містить мідь, та підвищення щільності конденсаторів. Істотне зниження швидкості корозії конструкційних матеріалів конденсатно-живильного тракту може бути досягнуто підвищенням pH до 9,8–10,1 од., що можна досягти тільки в разі повної заміни обладнання, що містить мідь, другого контуру [8].

Мета роботи – оцінка впливу застосування корегувальних добавок, що використовуються для корекції pH другого контуру на енергоблоках з ВВЕР-1000, на процес корозії мідно-нікелевого сплаву МНЖ-5-1.

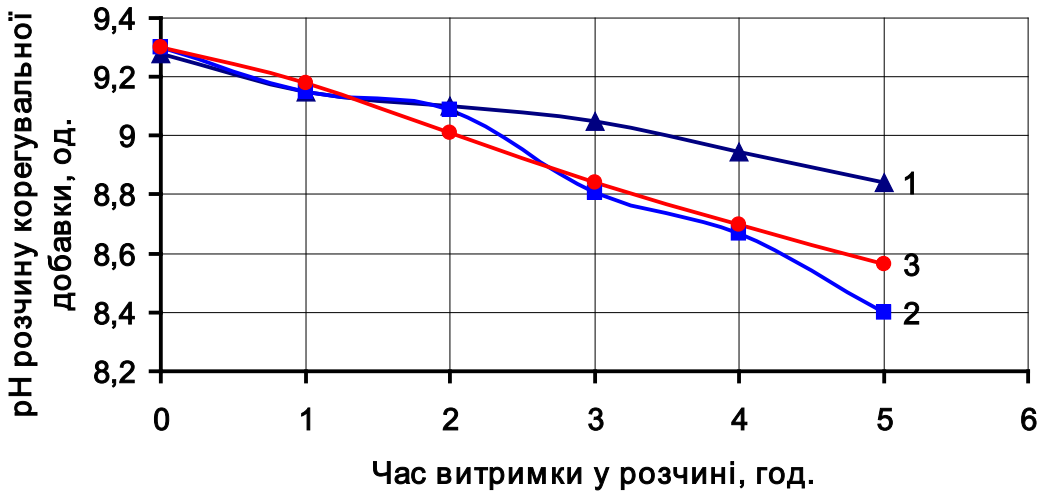
Експериментальні дослідження процесу корозії мідно-нікелевого сплаву типу МНЖ-5-1 проводилися в лабораторних умовах. Для випробувань були взяті зразки труб (масою 3–4 г) з конденсаторів, що працюють в умовах другого контуру ВП ЗАЕС. Попередньо проводили механічне (зачищали за допомогою наждакового паперу) та хімічну (поміщали в концентровану сірчану кислоту (H_2SO_4) і витримували протягом 10–30 хв.) очищення зразків для зняття відкладень і зважували на аналітичних вагах.

Як корегувальну добавку використовували 1 % розчин морфоліну (C_4H_9NO), 0,1 % розчин етаноламіну (моноетиламіну) (C_2H_7NO) та 0,24 % розчин аміаку (NH_3). Значення pH доводили до 9,2–9,3 од. шляхом додавання по краплях лужної

добавки у дистильовану воду, величину pH вимірювали за допомогою лабораторного іономіру И-160М.

Лабораторні дослідження процесу корозії сплаву МНЖ-5-1 проводили за наступних умов: режим №1 – кімнатна температура (22 °С), наявність кисню, без підтримки величини pH; режим №2 – відсутність кисню, що досягається введенням триразового надлишку гідразину (N_2H_4), підтримка температури розчину в межах 80–90 °С та підтримка величини pH.

Аналіз зміни pH розчину корегувальних добавок в залежності від часу витримки у розчині за умов режиму №1 показав, що при протіканні корозії сплаву МНЖ-5-1 спостерігається зниження величини pH в усіх досліджуваних розчинах (рис. 1). Причому в розчині морфоліну цей процес протікає меншою мірою: за п’ять годин pH розчину морфоліну зменшилося з 9,28 до 8,84 од. (рис. 1, крива 1).



1 – витримка у морфоліні; 2 – витримка в етаноламіні; 3 – витримка в аміаку

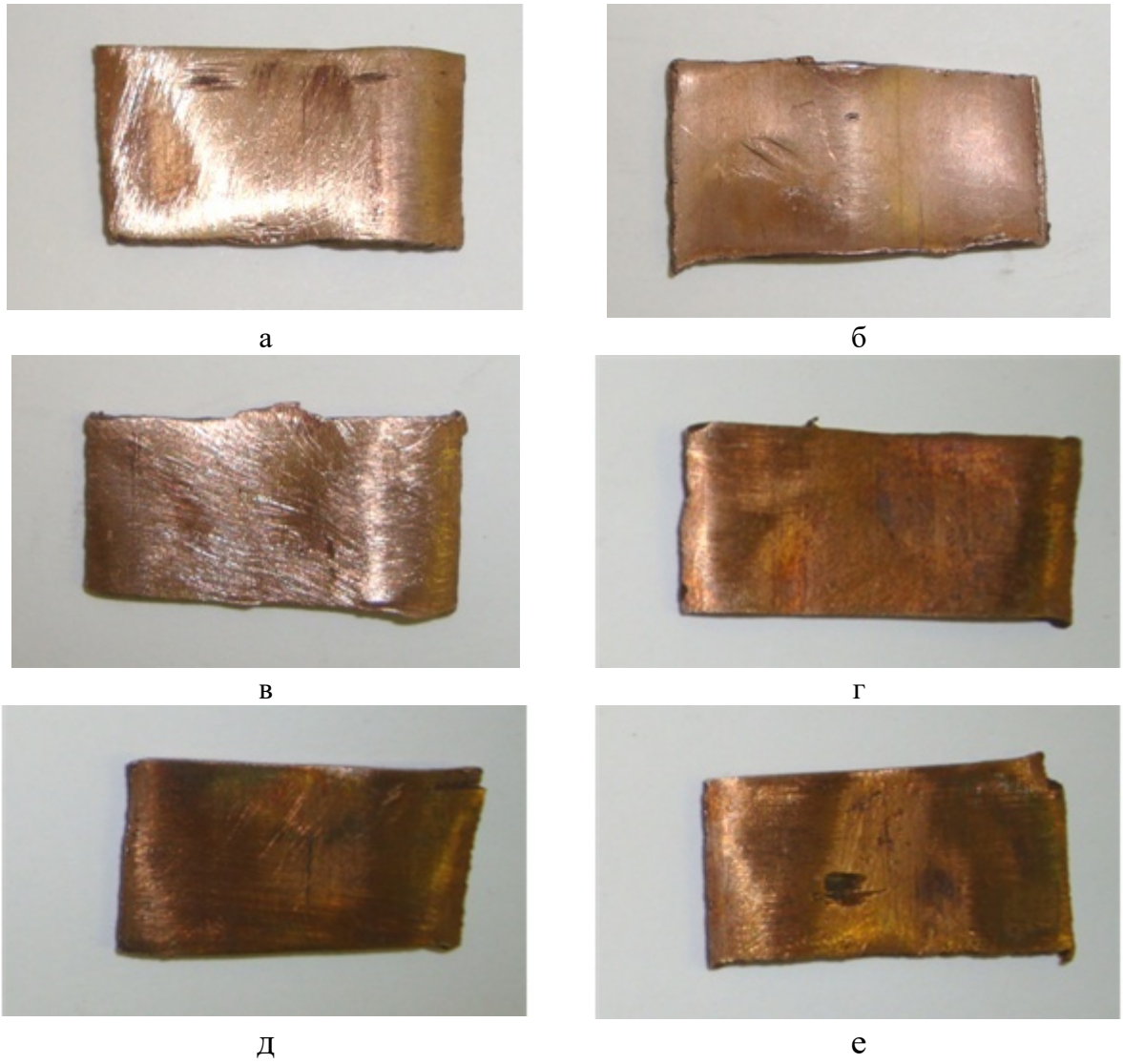
Рис. 1. Зміна pH розчину корегувальних добавок в залежності від часу витримки у розчині

Найбільш інтенсивне зниження pH розчинів спостерігається у розчині етаноламіну, де значення pH зменшилося з 9,3 до 8,4 од. (рис. 1, крива 2).

Аналіз розрахункових даних швидкості корозії сплаву МНЖ-5-1 при витримці в корегувальних добавках показав, що найбільш агресивною коригувальною добавкою по відношенню до сплаву є аміак. При чому швидкість корозії за умов режиму №2 в 1,34–2,72 рази більше, ніж за умов режиму №1 (табл. 1).

Таблиця 1 – Загальна швидкість корозії сплаву МНЖ-5-1 в розчинах коригувальних добавок

Корегувальна добавка	Швидкість корозії, 10^3 г/м^2·год	
	режим №1	режим №2
Морфолін	0,879 ± 0,032	2,391 ± 0,098
Етаноламін	1,668 ± 0,045	2,228 ± 0,076
Аміак	2,066 ± 0,085	3,909 ± 0,078



а б в г д е

а–в – зразки сплаву МНЖ-5-1 до початку проведення експерименту; г – зразок сплаву МНЖ-5-1 після витримки у морфоліні; д – зразок сплаву МНЖ-5-1 після витримки в етаноламіні; е – зразок сплаву МНЖ-5-1 після витримки в аміаку

Рис. 2. Зовнішній вигляд зразків, отриманих за умов відсутності кисню, підтримці температури розчину в межах 80–90 °С та підтримці величини pH

Дослідження макроструктури зразків сплаву МНЖ-5-1, отриманих з використанням режиму №1, показало, що найбільш помітні відкладення у вигляді оксидів міді спостерігаються при витримці в розчині аміаку, а зразків, отриманих з використанням режиму №2, що відкладення представлені металевою міддю, що зумовлено наявністю гідразину (рис. 2).

Однією з причин зростання концентрації міді в поживній воді та у відкладеннях з парогенераторів (ПГ) є вимивання міді розчином морфоліну з відкладень з деаераторів. Крім того можна говорити про те, що розчин морфоліну більшою мірою впливає на раніше утворені відкладення на поверхнях обладнання конденсатно-поживного тракту другого контуру ВП ЗАЕС, вимиваючи з них оксиди міді та переносячи їх у парогенератор. Дане припущення підтверджується тим, що при зниженні концентрації міді у поживній воді спостерігається одночасне зниження концентрації міді у відкладеннях з деаераторних баків.

Таким чином, проаналізовано вплив застосування корегувальних добавок (морфоліну, етаноламіну, аміаку), що використовуються для корекції pH другого контуру на енергоблоках з ВВЕР-1000, на процес корозії мідно-нікелевого сплаву МНЖ-5-1. Встановлено, що найбільш агресивною корегувальною добавкою по відношенню до мідьвмісних сплавів є аміак, а найменшою – морфолін, що зумовлює доцільність застосовувати морфоліновий режим в умовах ВП ЗАЕС з великою кількістю обладнання з мідьвмісними сплавами у другому контурі.

Література:

1. Реактори і парогенератори енергоблоків АЕС: схеми, процеси, матеріали, конструкції, моделі / О. В. Єфімов, М. М. Пилипенко, Т. В. Потаніна та ін.; за ред. О.В. Єфімова. Харків: ТОВ «В справі», 2017. – 420 с.

2. Копішинська К. О., Широкова І. С. Сучасниий стан та перспективи інноваційного розвитку атомної енергетики України. *Економічний вісник НТУУ «Київський політехнічний інститут»*. 2019. № 16.

3. ГНД 95.1.06.02.001-2002. Теплоносій першого контуру ядерних енергетичних реакторів типу ВВЕР-1000. Технічні вимоги до якості. Засоби

забезпечення. Київ: Мінтопенерго України, 2002. – 26 с.

4. ГНД 95.1.06.02.002-2004. Водно-химический режим второго контура атомных электростанций с реакторами типа ВВЭР. Технические требования к качеству рабочей среды. Коррекционная обработка гидразин-гидратом, морфолином, гидроокисью лития. ГОСАТОМ Украины. 2004. – 22 с.

5. Медведєв Р. Б., Мердух Р. Б. Водно-хімічний режим і математичне моделювання другого контуру АЕС із реактором типу ВВЕР-1000. *Наукові вісті НТУУ «КПІ»*: науково-технічний журнал. 2013. №3(89). – С. 132–139.

6. Хоршева М. И. Водоподготовка, спецхимочистка и химический контроль на АЭС. Севастополь: СИЯЭиП, 2000. – 336 с.

7. Тяпков В. Ф. Состояние, основные проблемы и направления совершенствования водно-химического режима АЭС. *Журнал «Водоочистка»*. 2006. №11. – С. 33–41.

8. Мальцева Т. В., Зинченко Ю. А., Добровольская И. Ю., Архипенко А. В. Влияние коррекционной химической обработки теплоносителя первого контура и рабочих сред второго контура АЭС с ВВЭР, PWR на радиационную безопасность. *Ядерна та радіаційна безпека*. 2012. №4(56). – С. 37–43.

Гнатуш В.А.
(незалежний аналітик, Київ)

ТЕНДЕНЦІЇ РИНКУ МЕТАЛЕВИХ ВИЛИВКІВ УКРАЇНИ: 2017-2023

E-mail: vgnatush@gmail.com

Ливарна промисловість України є важливим компонентом вітчизняної промисловості**.** Тим більш під час російсько-української війни головним завданням українських ливарників є вироблення та постачання виробів для військово-промислового комплексу та будівництва країни.

Виробництво металевих виливків в Україні в 2022 р. оцінюється в 300 тис. т проти 650 тис. т в 2021 р. (-53,8 %) [1]. Очікується, що за підсумком 2023 р. виробництво виливків сягне 350 тис. т (рис. 1).



Рис. 1. Динаміка виробництва металевих виливків в Україні [1] та показник ВВП України [2]

Основним фактором, який негативно вплинув як на економіку України, так і на виробництво металевих виливків, є військові дії РФ проти України, які розпочались у лютому 2022 р. В результаті захоплення території України та руйнування промислових підприємств, які виробляли металеві виливки, їх активна категорія за період 2021-2023 р.р. зменшилась з середньорічним темпом (CAGR) -16,2 % (табл. 1). Найбільше постраждали виробники виливків з легких кольорових металів (-22,8 %), з лиття інших кольорових металів (-20,6 %) і чавунних виливків (-15,3 %) (табл. 1).

Таблиця 1 – Активні підприємства в ливарній галузі України

Найменування виробництва	код КВЕД–2010	2017		2021		2023, 1 листопада		CAGR (2017-2021), %	CAGR (2021-2023), %
		кількість підприємств	частка, %	кількість підприємств	частка, %	кількість підприємств	частка, %		
Лиття чавуну	24.51	81	44,5	84	39,8	51	41,1	0,7	-15,3
Лиття сталі	24.52	42	23,1	49	23,2	36	29,0	3,1	-9,8
Лиття легких кольорових металів	24.53	40	22,0	50	23,7	23	18,5	4,6	-22,8
Лиття інших кольорових металів	24.54	19	10,4	28	13,3	14	11,3	8,1	-20,6
Разом		182	100,0	211	100,0	124	100,0	3,0	-16,2

Примітка. Вихідні дані від Держстату України [2]. Розрахунки автора

Відзначається [1], що частина ливарних підприємств ще 2022 р. реолоковали в більш безпечні регіони України. Такі підприємства доволі швидко перезапустили виробництво і переорієнтувались на випуск іншої продукції та альтернативні ринки збуту. При цьому завантаженість потужностей підприємств ливарної галузі України коливається від 30 до 70 %.

Констатується [1], що під час поточної війни споживачами металевих виливків є військово-промисловий комплекс, будівництво (відновлення інфраструктури), агропромисловий комплекс, залізниця, енергетика тощо.

Україна подала заявку на вступ до ЄС 28 лютого 2022 р., а 23 червня 2022 р. Україна отримала статус кандидата до ЄС. В результаті українська промисловість і зокрема ливарне виробництво металевих виливків повинні будуть перейти на європейські рейки. І вочевидь Асоціація ливарників України подасть заявку на приєднання до Європейської ливарної асоціації (The European Foundry Association, CAEF).

В той же час актуальним є підготовка та забезпечення ливарної галузі України інженерними та технічними кадрами, а також впровадження прогресивних ливарних технологій та обладнання, сучасних сплавів і ливарних матеріалів. Все це є сенс сформувати в форматі програми розвиту ливарної промисловості України на період до 2030 р.

Література:

1. Клименко С.І. За підсумками 2023 року ливарна галузь покаже зростання виробництва. 10 січня 2024 р. GMK Center. URL: https://gmk.center/ua/opinion/za-pidsumkamy-2023-roku-lyvarna-haluz-pokazhe-zrostannia-vyrobnytstva/

2. Держстат України. URL: https://ukrstat.gov.ua/

Гнатуш В.А.
(незалежний аналітик, Київ)

ТЕНДЕНЦІЇ СВІТОВОГО РИНКУ МЕТАЛЕВИХ ВИЛИВКІВ: 2020-2022

E-mail: vgnatush@gmail.com

Світова ливарна промисловість є важливим компонентом глобальної економіки. Литі вироби з чорних і кольорових сплавів використовуються в багатьох галузях від автомобілебудування до оборонної промисловості. Її інноваційний розвиток в тренді Industry 4.0 буде сприяти подальшій трансформації машинобудівного комплексу. Тому актуальним є аналіз розвитку світового ринку металевих виливків, виявлення його трендів в розрізі країн, сплавів і технологій.

Виробничі результати світового ринку металевих виливків за 2022 р. станом на квітень 2024 р. не були представлені в журналі «Modern Casting» (США) [1]. Виходячи з важливості ливарної промисловості для розвитку світової економіки проведено оціночний аналіз виробництва виливків в 2022 р.

Аналіз статистичних даних журналу «Modern Casting» свідчить про те, що впродовж 2010-2018 р.р. виробництво металевих виливків у світі збільшилось з 91,7 до 112,7 млн. т, тобто з середньорічним темпом (CAGR) 2,3 % (рис. 1). При цьому ВВП світової економіки мав середній темп зростання 3,2 %. Проте пандемія COVID-19 зумовила комплексний негативний вплив як на глобальну економіку, так і ливарну промисловість зокрема. У 2020 р. світовий ВВП продемонстрував падіння на -3,2 %, а виробництво виливків зменшилось до 104,6 млн т (-4,8 % проти 2019 р.). Проте у 2021р. людська цивілізація почала відновлювати свої спроможності і ВВП глобальної економіки збільшився до 6,2 %, а виробництво виливків – до 179,7 млн т (+71,8 % проти 2020 р.). Здавалось, що глобальні виклики позаду, але в лютому 2022 р. РФ почала неспровоковану війну проти України на європейському континенті. В результаті в глобальній економіці виникли проблеми в таких сегментах як енергетика, логістика, фінанси тощо. У підсумку за 2022 р. світовий ВВП збільшився тільки на 3,1 %, а виробництво виливків оціночно сягне 111,8 млн т (-37,8 % проти 2021 р.) (рис. 1).



Рис. 1. Динаміка виробництва виливків з чорних і кольорових металів в світі [1] та ВВП світової економіки [2]

Згідно аналітики Світового банку, прогнозується у 2024 р. зменшення темпу зростання глобальної економіки до 2,4 % проти 3,1 % у 2023 р. [2]. Це вочевидь приведе до певного гальмування виробництва металевих виливків в глобальному вимірі.

Однак слід відзначити, що в світі є ризики погіршення цього прогнозу. І в першу чергу це обумовлено тим, що в 2023 р., як свідчить аналітика від Міжнародного інституту стратегічних досліджень (International Institute for Strategic Studies, Велика Британія), тривали 183 регіональних і місцевих конфліктів, що є найбільшим показником за останні 30 років [3].

Інтенсифікація цих конфліктів, а особливо війни РФ з Україною, може обумовити зростання цін на енергоносії і в перспективі ініціювати фінансовий стрес. В свою чергу ці ризики можуть призвести до деформації глобальної торгівлі та посилення наслідків, обумовлених зміною клімату на планеті та подальшим збільшенням кількості біженців з зони конфліктів на планеті [2].

Аналітики компанії Vision Research Reports (Канада/Індія) оцінюють глобальний ринок металевих виливків в 2022 р. в обсязі 136,8 млрд дол. США [4]. Прогнозується, що за період з 2023 по 2032 р. ринок буде зростати з середньорічним темпом (CAGR) 5,6 % і досягне показника в 234,7 млрд дол. США. В аналітичному звіті відзначається, що в 2022 р. найбільшим споживачем

металевих виливків була автомобільна промисловість з часткою 60 %, на наступних місцях машинобудування (23 %) та будівництво (8 %) [4].

В той же час слід враховувати, що на виробництво автомобілів в світі, як свідчать дані Міжнародної організації виробників автомобілів (International Organization of Motor Vehicle Manufacturers, OICA) доволі суттєво вплинула стагнація глобальної економіки внаслідок пандемії COVID-19 [5].

Має сенс відзначити, що якщо за підсумком 2017 р. виробництво автомобілів в світі становило 97,3 млн од., то в 2020 р. воно зменшилось в результаті кризи світової економіки до 77,4 млн од. (- 20,5 %). В наступні три роки ситуація почала покращуватись і в 2023 р. світове виробництво автомобілів становило 93,5 млн од. (+10,3 % проти 2022 р.) [5]. Вочевидь такі показники виробництва автомобілів за 2023 р. дозволяють позитивно оцінити глобальний ринок виливків.

Тренди ливарного ринку країн CAEF. В звіті Європейської ливарної асоціації (The European Foundry Association, CAEF) [6], яку сформували 23 національних асоціацій ливарників з 22 європейських країн, відзначається складність в країнах Європи економічної, фінансової та політичної ситуації в 2022 р. Це обумовлено війною РФ проти України, яка призвела до подорожчання енергоносіїв і інфляції в Європі. Загалом в 2022 р. економіка країн зони євро змогла забезпечити ріст ВВП в 3,4 % проти 5,9 % в 2021 р. (рис. 2).



Рис. 2. Динаміка виробництва виливків з чорних і кольорових металів в країнах CAEF [6] та показник реального ВВП країн зони євро [2]

При цьому ливарна промисловість країн CAEF виготовила 10,7 млн. т виливків із сплавів чорних металів (-1,2 % проти 2021 р.) і 3,8 млн т виливків з сплавів кольорових металів (-1,4 % проти 2021 р.). Як свідчать дані Світового банку в 2023 р. ріст економіки країн зони євро пригальмується до 0,4 % [2]. Оціночно це призведе до зменшення виробництва виливків в країнах CAEF на 8,6…8,9 % в 2023 р. проти показників 2022 р. (рис. 2).

Ситуація в європейських сегментах економіки, які споживають металеві виливки, складається доволі неоднозначна. Як свідчать дані OICA [5] виробництво автомобілів в 27 країнах ЄС в 2020-2022 р.р. коливалось в діапазоні 13,1…13,8 млн од., проти 17,9 млн од. в 2019 р., тобто скоротилось на 22,9…26,8 %. Це стало одним з факторів зменшення обсягу виробництва в країнах CAEF виливків із сплавів чорних металів з 11,5 млн т в 2019 р. до 10,7 млн т в 2022 р. (-7,0%). Наразі в звіті CAEF [6] відзначається позитивний тренд в країнах ЄС в сегменті машинобудування, яке на фініші 2022 р. показало зростання на 5,2 %, що вочевидь компенсувало зменшення попиту на виливки з чорних металів від автомобільної промисловості Європи. Складним видався 2022 р. для будівельної галузі Європи, яка за підсумком продемонструвала падіння на 1,1 %.

Загалом у 2022 р. ливарні підприємства країн CAEF виготовили 10,7 млн т **виливків із сплавів чорних металів** (чавун сірий, чавун з кулястим графітом, чавун ковкий та сталь), що порівняно з 2020 р. характеризується середньорічним темпом зростання (CAGR) 5,6 %. Водночас цей показник був на 6,5 % меншим, ніж у 2019 р. і на 12,1 % – ніж у 2018 р. Таким чином вплив пандемії COVID-19 призвів до зменшення попиту на металеві виливки. Найбільшими виробниками виливків із сплавів чорних металів серед країн CAEF є Німеччина, Туреччина та Франція, загальна частка яких за результатом 2022 р. становить 62,7 %. Серед них Туреччина продемонстрували найбільший середньорічний темп зростання в 12,5 % впродовж 2020-2022 р.р. До країн, які у 2022 р. зменшили виробництво виливків із чорних металів, відносяться Польща (-15 % проти 2021 р.), Словенія (-9,9 %) та Португалія (-5,3 %). В той же час Велика Британія збільшила виробництво виливків на 11,9 %

проти 2021 р. Обсяг експорту виливків із сплавів чорних металів країнами CAEF в 2022 р. у порівнянні з 2020 р. збільшився з CAGR 5,2 %. Найбільш динамічним постачальним виливків на зовнішні ринки серед трьох лідерів є Туреччина з CAGR 17,0 % [6].

В звіті CAEF [6] констатується, що в країнах асоціації в 2022 р. виробництво **виливків із сплавів кольорових металів** зменшилось на -1,1 % проти 2021 р. і сягнуло 3763,5 тис. т, хоча у порівнянні з 2020 р. середньорічний темп зростання склав 4,3 %.

Лідерами європейського ринку виливків з кольорових металів є Італія, Німеччина та Туреччина, загальна частка яких у виробництві 2022 р. склала 62,4 %. При цьому найбільше зростання виробництва вказаних виливків продовж 2020-2022 р.р. продемонструвала Туреччина на 13,4 %. Однак слід відзначити, що в 2022 р. у порівнянні з 2021 р. на 15,0 % зменшили виробництво виливків з кольорових металів Велика Британія та Польща, в той час як Туреччина збільшила виробництво на 12,7 % [6].

Література:

1. Modern Casting. URL: https://www.moderncasting.com/

2. Global Economic Prospects, January 2024. World Bank. Washington. P.230. doi:10.1596/978-1-4648-2017-5. URL: https://www.worldbank.org/en/home/.

3. It’s Not Just Ukraine and Gaza: War Is on the Rise Everywhere. By Max Hastings. 10.12.2023. URL: https://www.bloomberg.com/opinion/articles/2023-12-10/it-s-not-just-ukraine-and-gaza-war-is-on-the-rise-everywhere/.

4. Metal Casting Market Global Industry Analysis, Size, Share, Growth, Trends, Revenue, Regional Outlook and Forecast 2023-2032. Vision Research Reports. Nov. 2023. 150 p. URL: https://www.visionresearchreports.com/metal-casting-market/40937/.

5. International Organization of Motor Vehicle Manufacturers. URL: https://www.oica.net/category/production-statistics/.

6. The European Foundry Industry 2022.The European Foundry Association. Düsseldorf, November 2023. 123 p.

Гурія І.М., Смірнова Я.О., Желясков С.В.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)

ДОСЛІДЖЕННЯ ШАРУВАТОГО КОМПОЗИЦІЙНОГО МАТЕРІАЛУ СИСТЕМИ ВТ1-0/АК8М

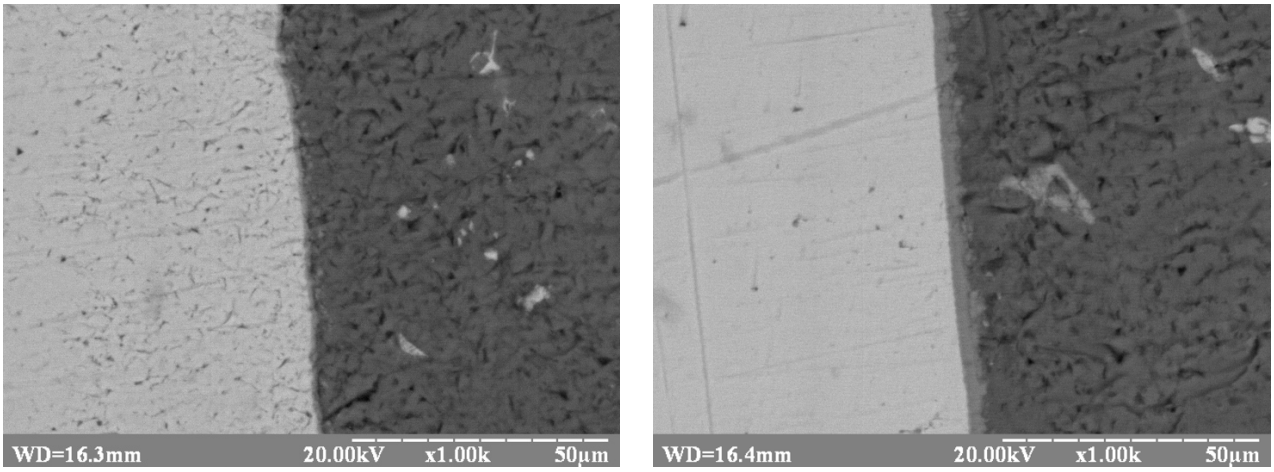
E-mail: yana.luschay@gmail.com

Шаруваті титан/алюмінієві композиційні матеріали за останні три десятиліття набули значного поширення для конструкційних та функціональних застосувань у багатьох галузях промисловості. Для виготовлення даних композитів використовують як технічно чисті титан і алюміній, так і значну кількість їх сплавів. У попередніх роботах [1-2] нами вже досліджено низку шаруватих композиційних матеріалів систем ВТ1-0/Al, ВТ6/Al та Ti-TiB/Al, виготовлених рідкофазним формуванням. Метою даної роботи є дослідження мікроструктури та механічних властивостей композиту системи ВТ1-0/АК8М. Сплав АК8М є доевтектичним силуміном, який у своєму складі також містить мідь, що забезпечує високу жароміцність. Окрім того, закордонний аналог сплаву марки LM27 використовують для поршнів компресорів, кришок, корпусів водяних насосів, гальмівних роторів та інших деталей, для яких важливими є трибологічні властивості [3-4].

Композиційний матеріал для проведення досліджень виготовляли за технологією, описаною у попередній роботі [1]. Як вихідні матеріали використовували пластини титану марки ВТ1-0 розмірами 50×60×1 мм та алюміній марки АК8М. Відстань між титановими пластинами у пакеті складала 1 мм, температура алюмінієвого розплаву – 670 °С, а час витримування пакетів у розплаві – 1 та 5 хв.

Дослідження мікроструктури отриманого композиційного матеріалу проводили на скануючому електронному мікроскопі «РЕМ-106И» з енергодисперсійним аналізатором хімічного складу. Випробування на розривання проводили на повіреній універсальній машині UTM-100 з використанням пропорційних пласких зразків.

Рівномірний перехідний шар між титаном та алюмінієм утворюється у результаті витримування як протягом 5, так і протягом 1 хв (рис. 1). Тріщини та пустоти у зоні взаємодії не спостерігаються. Товщина перехідного шару збільшується від 6±1,6 мкм до 15,1±2,6 мкм зі збільшенням часу витримування від 1 до 5 хв відповідно. Мікрорентгеноспектральним аналізом у точках встановлено, що концентрація елементів у перехідному шарі знаходиться в діапазоні 13,05-33,32 ат. % Ti, 48,89-80,52 ат. % Al та 6,43-21,49 ат. % Si.



а б

Рис. 1. Мікроструктура зони взаємодії тришарових композитів системи ВТ1-0/АК8М, просочених та витриманих у розплаві протягом 1 (а) та 5 хв (б)

Міцність на розтяг вихідних титану та алюмінію марок ВТ1-0 та АК8М становить 400-450 та 180-200 МПа відповідно. У результаті випробувань встановлено, що міцність на розтяг $\sigma_в$ шаруватого композиційного матеріалу системи ВТ1-0/АК8М, виготовленого рідкофазним формуванням з витримуванням протягом 1 хв, складає 344±11 МПа, а деформація ε – 15,3±3,5 %. Руйнування зразків не призводить до розшарування всього матеріалу.

Представлений шаруватий композиційний матеріал системи ВТ1-0/АК8М, виготовлений рідкофазним формуванням, має бездефектний рівномірний перехідний шар та демонструє задовільні механічні властивості, що робить його перспективним для подальшого розвитку та дослідження.

Літературак:

1. 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, Iss. 4. P. 273–282.

2. Смірнова Я. О., Гурія І. М. Мікроструктура та механічні властивості шаруватого литого композиту ВТ-6/Al. *Метал і лиття України*. 2022. Том 30, №1. С. 84–90. https://doi.org/10.15407/steelcast2022.01.084

3. Nagpal P. K., Kumar S., Panwar R.S., Sharma J.D., Singla N., Mahla S. K. Effect of in-situ tribo-oxide-layer on the non-lubricated tribological behaviours of LM27/SiCp composites. *Tribology – Materials, Surfaces & Interfaces*. 2022. Vol. 13, Iss. 3. P. 267–280. https://doi.org/10.1080/17515831.2022.2058797

4. Gupta R., Sharma S., Nanda T., Pandey O.P. Wear studies of hybrid AMCs reinforced with naturally occurring sillimanite and rutile ceramic particles for brake-rotor applications. *Ceramics International*. 2020. Vol. 46, Iss. 10, Part B. P. 16849–16859. https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2020.03.262

Гурія І.М., Троснікова І.Ю., Смірнова Я.О.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)

МАТЕРІАЛИ ТА ФОРМА ОБЛИЦЮВАНЬ КУМУЛЯТИВНИХ ЗАРЯДІВ

E-mail: yana.luschay@gmail.com

Повномасштабне вторгнення країни-агресора в Україну призвело до суттєвого збільшення територій, що потребують проведення аварійно-рятувальних робіт з використанням спеціального вибухового обладнання. Вибухові роботи застосовують також у гірничій справі та будівництві. Тому аналіз матеріалів та технологій виготовлення основних елементів вибухових пристроїв – облицювань кумулятивних зарядів є актуальним [1].

Концентрацію дії вибуху в певному напрямку (кумулятивний ефект) забезпечують формою заряду вибухової речовини і наявністю облицювання, яке розташоване у протилежній від детонатора частині заряду. Під час ініціювання

вибуху продукти хімічної реакції утворюють спрямований потік, при цьому формується високошвидкісний кумулятивний струмінь з великою пробивною здатністю.

До основних факторів, що впливають на пробивну здатність кумулятивного заряду, відносять форму та матеріал корпусу, тип вибухової речовини, матеріал і геометрію облицювання, точність складання бойової частини, відстань від заряду до перешкоди тощо.

Ключову роль у ефективності кумулятивного заряду [2] відіграє матеріал облицювання, який має володіти високою щільністю і пластичністю за великих швидкостей деформації, та його геометрія.

Вплив матеріалу облицювання на формування кумулятивного струменя, утворення пенетратора, проникнення у перешкоду досліджували у роботах [3-7], зокрема за допомогою сучасного програмного забезпечення для моделювання цих процесів. Для отримання облицювань різної форми використовують переважно металеві матеріали: мідь; алюміній; тантал; свинець; залізо; сталь, алюмінієві, цинкові, титанові, молібденові, цирконієві сплави.

Мідь, яка була одним з перших матеріалів для виготовлення облицювань, залишається широко використовуваною завдяки своїм властивостям, що забезпечують формування високощільних суцільних струменів з високою пробивною здатністю. Технічно чисте залізо та низьковуглецева сталь також мають високу ефективність. Алюмінієві облицювання утворюють струмені із частинок, проте дозволяють збільшити отвори пробиття.

Подвійна система міді та вольфраму відрізняється своєю ефективністю, так як вольфрам завдяки своїй високій щільності та пластичності підвищує пробивну здатність кумулятивного струменя більш ніж на 30 % [8-9]. Такі високі характеристики демонструють як спечені W-Cu облицювання, так і отримані механічним обробленням.

За останні двадцять років поширилося використання композиційних матеріалів для виготовлення облицювань, у тому числі на полімерній основі. Так,

реакційні облицювання (наприклад PTFE/Al) дозволяють збільшувати руйнування завдяки їх здатності запалювати та детонувати перешкоди.

Окрім матеріалу облицювань суттєвий вплив на формування кумулятивного струменя та його динамічні характеристики справляє їх геометрія. В багатьох роботах [10-12] досліджені конічні, трубоподібні, еліпсоїдні, сферичні форми облицювань, найбільш ефективною серед яких є конічна форма з кутом розкриття 30-60°. Разом з тим продовжується робота над розробленням нових геометричних форм облицювань кумулятивних зарядів [13] та технологій їх виготовлення.

Огляд літературних джерел і відомості щодо матеріалів та технологій отримання облицювань кумулятивних зарядів є підставами для їх удосконалення та практичного застосування.

Література:

1. Войтенко Ю.І., Гошовський С.В., Костюк О.О., Пасічник А.М. Про оптимальні конструкції і матеріали кумулятивних зарядів для деяких практичних застосувань. *Технічна інженерія*. 2023. Том 1, № 91. – С. 287–297. https://doi.org/10.26642/ten-2023-1(91)-287-297

2. Walters W.P., Zukas J.A. *Fundamentals of shaped charges*. NJ, 1989. – 398 p.

3. Zaki S., Uddin E., Rashid B., Mubashar A., Shah S.R. Effect of liner material and explosive type on penetration effectiveness of shaped charge. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications*. 2019. Vol. 233, № 7. – P. 1375–1383. https://doi.org/10.1177/1464420717753233

4. Pyka D., Kurzawa A., Bocian M., Bajkowski M., Magier M., Sliwinski J., Jamroziak K. Numerical and experimental studies of the ŁK type shaped charge. *Applied Sciences*. 2020. Vol. 10, № 19. 6742. https://doi.org/10.3390/app10196742

5. Wang C., Xu W., Yuen S.C.K. Penetration of shaped charge into layered and spaced concrete targets. *International Journal of Impact Engineering*. 2018. Vol. 112. – P. 193–206. https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2017.10.013

6. Gerami N.D., Liaghat G.H., Moghadas G.H.R.S., Khazraiyan N. Analysis of liner effect on shaped charge penetration into thick concrete targets. *Journal of the*

Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering. 2017. Vol. 39, № 8. – P. 3189–3201. https://doi.org/10.1007/s40430-017-0797-6

7. Zygmunt B., Wilk Z. Formation of jets by shaped charges with metal powder liners. *Propellants, Explosives, Pyrotechnics*. 2008. Vol. 33, №6. – P. 482–487. https://doi.org/10.1002/prep.200800015

8. Wang Z., Wang H., Hou Z., Xu H., Li Y. Dynamic consolidation of W-Cu nano-alloy and its performance as liner materials. *Rare Metal Materials and Engineering*. 2014. Vol. 43, №5. – P. 1051–1055. https://doi.org/10.12442/j.issn.1002-185X.2014.43.5.10511055

9. Gao Y., Gu X., Liu T. Sintering effect on the performance of tungsten-copper powder liner. *Journal of Wuhan University of Technology – Materials Science Edition*. 2012. Vol. 27, № 6. – P. 1133–1136. https://doi.org/10.1007/s11595-012-0616-y

10. Liu Z., Zhai J., Su S. Numerical simulation on conical shaped charge with copper liner in several typical shapes. *The International Journal of Multiphysics*. 2019. Vol. 13, № 3. – P. 231–240. https://doi.org/10.21152/1750-9548.13.3.231

11. Fu J.P., Chen Z.G., Hou X.C., Li S.Q., Li S.C., Wang J.W. Simulation and experimental investigation of jetting penetrator charge at large stand-off distance. *Defence Technology*. 2013. Vol. 9, № 2. – P. 91–97. http://dx.doi.org/10.1016/j.dt.2013.06.001

12. Elshenawy T., Li Q.M. Breakup time of zirconium shaped charge jet. *Propellants, Explosives, Pyrotechnics*. 2013. Vol. 38, № 5. – P. 703–708. https://doi.org/10.1002/prep.201200191

13. Sun S., Jiang J., Wang S., Men J., Li M. Structural design of the fluted shaped charge liner using multi-section optimization method. *Defence Technology*. 2023. Vol. 25. – P. 249–262. https://doi.org/10.1016/j.dt.2023.01.008

Данилов С.М.[1], Тьомкін Д.О.[1], Педаш О.О.[2], Наумик В.В.[3]
([1]ЗМЗ ім. В.І. Омельченко; [2]АТ «Мотор Січ»;
[3]НУ«Запорізька політехніка», м. Запоріжжя)

МОДИФІКУВАННЯ ЖАРОМІЦНОГО СПЛАВУ УЛЬТРАДИСПЕРСНИМИ ЧАСТКАМИ ТУГОТОПКИХ З'ЄДНАНЬ

E-mail: ugmet@motorsich.com

Зазвичай лопатки газотурбінних двигунів мають складну геометрію з наявністю зон з підвищеною концентрацією напружень, та працюють під дією відцентрових сил й динамічних навантажень від газового потоку, тому розподілення напружень за їх перерізом зазвичай має нерівномірний характер. Пластична деформація дозволяє розподілити напруження в матеріалі й суттєво їх знизити в об'ємах, рівень діючих напружень в котрих максимальний. На сьогодні забезпечення підвищених характеристик деталей гарячого тракту та в цілому експлуатаційного ресурсу газотурбінних двигунів як правило, здійснюють за двома основними напрямками: розробкою нових складнолегованих жароміцних сплавів з високим вмістом елементів, котрі володіють низькими коефіцієнтами дифузії в умовах високих температур та підвищення комплексу службових характеристик шляхом додаткового легування, модифікування та мікролегування промислових сплавів, що підтвердили свою надійність впродовж тривалої експлуатації в реальних умовах.

В даній роботі розглянуте питання забезпечення в конструкції лопаток достатнього рівня пластичності й ударної в'язкості й наведено результати досліджень зразків, отриманих методом литва за витоплюваними моделями з жароміцного нікелевого сплаву ЖС3ДК-ВІ, що був комплексно модифікований ітрієм (0,01 % (мас.)) та частками карбонітриду титану Ti(C,N) з перемінним вмістом останнього – 0,025 %, 0,050 %, 0,075 %. Зразки були відлиті у керамічну форму, перший робочий шар котрої виконано з використанням інокулюючої добавки – алюмінату кобальту. Виливки піддавали гарячому ізостатичному пресуванню та стандартній термічній обробці.

Встановлено, що хімічний склад комплексно модифікованого сплаву ЖС3ДК-ВІ всіх дослідних варіантів, за основними елементами, відповідав вимогам НТД на матеріал.

Встановлено, що під дією комплексного модифікування всіх дослідних варіантів у виливках сформована макроструктура з трьох зон: зона стовпчастих кристалів, що розповсюджується від поверхні виливків до центральної частини, та зона рівновісних зерен, що розташована переважно в центрі виливків. Простежується тенденція до зниження розмірів макрозерна при збільшенні об'ємного вмісту карбонітридів, що вводяться у розплав, й при введені 0,075 % Ti(C,N) макрозерно подрібнювалося більш інтенсивно у порівнянні з іншими дослідними варіантами.

У структурі сплаву після комплексного модифікування, карбіди та карбонітриди виділяються у вигляді дрібних дискретних частинок переважно сферичної форми, що рівномірно розподілені в об'ємі матеріалу. Введення в розплав 0,025 % Ti(C,N) призводило до формування карбідів у вигляді пластин, що характерні для евтектичних карбідів типу Me_6C з довжиною ~8 μm і відповідно призводило до формування більш грубих меж зерен. Збільшення швидкості кристалізації розплаву при збільшенні об'ємного вмісту карбонітридів Ti(C,N), що вводяться до нього у кількостях до 0,050 %-0,075 %, призводило до формування тонких меж зерен з наявністю дрібних примежових карбідів розміром, що переважно не перевищував 2 мм.

Наряду із карбідами сферичної морфології в структурі всіх дослідних варіантів виявлені глобулярні карбіди, в місцях розташування котрих спостерігаються зони, що збагачені на ітрій, молібден та титан, та збіднені на хром (рис. 1). Проаналізувавши діаграму стану Y-C, слід відзначити, що формування цих карбідів відбувається в умовах високих температур, близьких до температури ліквідус, що сприяє формуванню їх глобулярної морфології. Результати рентгено-спектрального аналізу показали що в місцях розташування ітрієвмісних карбідів також виявляються і карбіди титану й молібдену, що дозволяє зробити припущення, що високотемпературні карбіди YC можуть виступати підложкою для

зародження на них карбідів низькотемпературних модифікацій типу МС. Слід зазначити, що в загальному полі зору об’ємний вміст таких карбідів був значно меншим у порівнянні із частками сферичної морфології. Спостерігається тенденція до зменшення середнього розміру карбідної й карбонітридної складової в сплаві при збільшенні об’єму карбонітридів титану, котрі вводяться в розплав при модифікуванні. При цьому об’ємна частка цих складових збільшується.

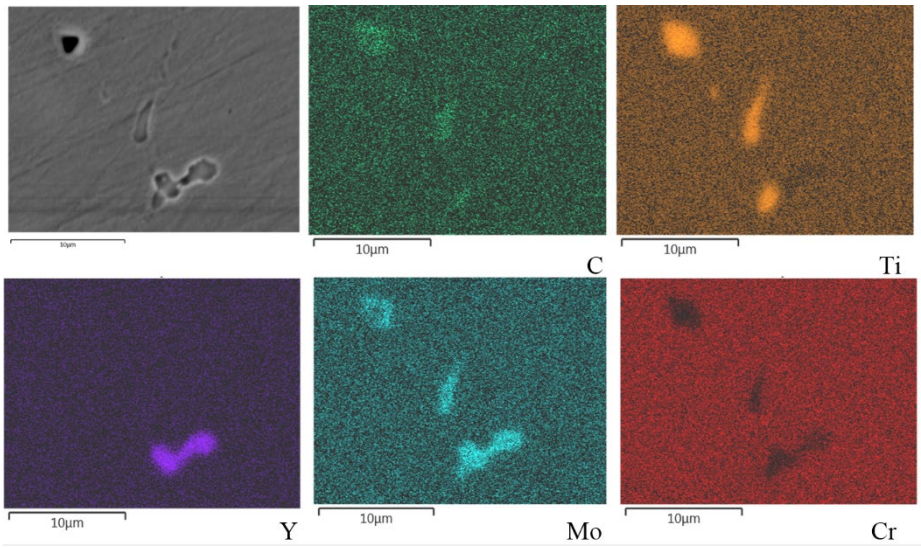


Рис. 1. Результати рентгеноспектрального мікроаналізу (режим картирування) у місцях розташування карбідів

Механічними випробуваннями встановили, що усі дослідні варіанти комплексного модифікування забезпечують рівень механічних властивостей, що відповідає вимогам нормативно-технічної документації (табл. 1). При випробуваннях на ударну в’язкість, отримали значення, що перевищували 50 Дж/см^2. Більші показники ударної в’язкості отримали при введенні у розплав 0,050 % Ti(C,N) (~70 Дж/см^2). В цьому випадку в зламах ударних зразків спостерігали в’язко-крихкий характер руйнування із наявністю в’язкої складової у зонах розташування основного γ-твердого розчину та крихких ділянок сколу у місцях залягання карбідної й карбонітридної складової.

Таблиця 1 – Середні показники механічних властивостей та часу до високотемпературного руйнування зразків із сплаву ЖС3ДК-ВІ дослідних варіантів модифікування

Варіант модифікування	Механічні властивості при температурі 20 °С						Час до руйнування, τ^{850}_{340}, год
	$\sigma_в$, МПа	σ_{02}, МПа	δ, %	ψ, %	KCU, Дж/см^2	НВ (d, мм)	
0,025 % Ti(C,N)	1175	853	17,6	20,4	50,5	341 (3,30)	283
0,050 % Ti(C,N)	1162	867	18,8	24,5	67,5	341 (3,30)	505
0,075 % Ti(C,N)	1139	852	18,0	22,0	53,5	341 (3,30)	310,5
Вимоги НТД	≥930	-	≥7,0	-	≥29,0	-	≥50,0

Час до високотемпературного руйнування (критичний параметр жароміцних сплавів, що визначається при випробуваннях на жароміцність) дослідних модифікованих зразків відповідав вимогам нормативної документації та суттєво їх перевищував. Зокрема, можна відмітити приблизно однакові значення цього показника в зразках отриманих з 0,025 % Ti(C,N) та 0,075 % Ti(C,N) (~300 год). Сприятлива морфологія помежових карбідів та рівномірний розподіл карбонітридної складової за об’ємом матеріалу, вірогідно, наряду із традиційним зміцненням інтерметалідною γ′-фазою, притаманному сплавам цього класу, слугували одним із чинників, котрий сприяв отриманню високих значень часу до руйнування (> 500 год) при комплексному модифікуванні розплаву ітрієм та 0,050 % Ti(C,N).

Література:

1. Chester T. Sims, Norman S. Stoloff, William C. Hagel Superalloys II: High-Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power (2nd edition) / Wiley-Interscience. John Wiley & Sons, New York – 1987. – 615 p.

2. Технологическое обеспечение эксплуатационных характеристик деталей ГТД. В 2 х ч.: Ч. 2. «Лопатки турбины» / В. А. Богуслаев, Ф.М. Муравченко, П.Д. Жеманюк, В.К. Яценко, А.Я. Качан, Э.И. Цивирко, С. Б. Беликов, М. Р. Орлов, В. Е. Замковой, В. Ф. Мозговой, О. В. Рубель. – Запорожье: Издательский

Дорошенко В.С., Калюжний П.Б., Панащук О.С.
(ФТІМС НАН України, Київ)

ПРОЕКТУВАННЯ ФУНКЦІОНАЛЬНО-ГРАДІЄНТНИХ МАТЕРІАЛІВ У ВИЛИТИХ КОНСТРУКЦІЯХ

E-mail: doro55v@gmail.com

Для функціонально-градієнтних матеріалів характерна відсутність чітких меж між компонентами та безперервна просторова зміна (градієнт) фізико-механічних властивостей. Аналогічні фізичні ефекти притаманні так званим «інтелектуальним матеріалам», до яких автори роботи [1] відносять матеріали і способи, що забезпечують ефект вибіркового зношування – самозагострювання різального пруга лезового інструменту (робочого органу), що полягає в рівномірному або вибірковому стиранні робочого різального пруга зі збереженням заданої геометрії початкової заточки. Цей ефект в певній мірі залежить від хімічного складу сплаву, з якого виготовлено інструмент, його мікроструктури, заданої геометрії різального пруга та її заточки, умов різання і властивостей оброблюваного матеріалу. Таким чином, сам інструмент в процесі експлуатації (різання) за зазначених умов забезпечує збереження геометрії різального пруга та тривалої працездатності. Прикладами практичного використання лезового інструменту, що потребує самозагострювання, є ножі для різання різноманітних матеріалів, лемеші плуга та долота чи диски борон для оброблення ґрунту, різальні диски бурякозбиральних комбайнів, бурового інструменту, стрілчасті лапи культиваторів [1, 2].

Матеріали і способи, що забезпечують ефект самозагострювання інструменту, наступні. Створення спеціального «розумного» конструктиву інструменту шляхом збільшення розмірів, найбільш активно схильних до зношування частин, наприклад, в передній частині плугових лемішів. При іншому підході, доцільно проводити нанесення твердих сплавів на найбільш вразливі ділянки інструменту, що знижує можливість зношення цих областей та інструменту в цілому. Можливе використання зносостійких пластин, що приклеєні або налютовані на тильній стороні леміша. Застосовується також лазерне, плазмове

або імпульсне електронно-променеве оброблення леза, яке зміцнює різальну частину й ускладнює процес зношування [1, 2]. Ефективним є використання біметалевих матеріалів для лемішів з приблизно однаковою кінетикою зношування носової та ріжучої частини. Самозагострювальне лезо виконують двошаровим. При цьому різальний шар виготовляють з більш зносостійкого матеріалу, а другий шар – з менш зносостійкого, який більшою мірою зношуючись, охороняє основний різальний шар від стирання. В результаті в процесі різання ріжучий шар трохи виступає над більш м'яким і забезпечує різання, в цілому зберігаючи свою задану форму і зношуючись меншою мірою, ніж в зазвичай прийнятому конструктиві [1, 2]. Тут можна привести аналогію з процесом достатньо ефективного функціонування різцевих зубів бобра, в яких більшою мірою зношується внутрішня їх сторона, що складається з менш твердого (ніж емаль фронтальної частини) дентину, склад якого відповідає гідроксиапатиту [1].

Отримання таких матеріалів в литих конструкціях нескладно реалізувати способом лиття за моделями, що газифікуються (ЛГМ) в ливарних формах з сипкого піску. Розглянемо, як можна застосувати для цього спосіб ЛГМ. Виготовлення форми при ЛГМ включає засипання в контейнер сухого піску, який завдяки плинності вільно обтікає разову модель з пінополістиролу, після чого проводять віброущільнення піску протягом 1-3 хв без будь-яких інших силових впливів. При такому формуванні нескладно в пісок помістити трубчасті штирі для подання в пісок води, як холодоагенту, як це описано в патенті 80928 України, або навіть створити умови подання води в пісок (за патентом 83921 України) з відкачуванням її разом з повітрям вакуумною системою форми, що включає пристрій відділення рідкого холодоагенту з відкачуваного повітря, крім того, з осадженням твердих часток з рідкого холодоагенту [3]. Цим самим створюються умови регулювання швидкості охолодження виливка і, відповідно, регулювання його структуроутворення.

Відомі такі особливості структуроутворення при виливанні конструкцій в піщаних формах. Теплопровідність ливарних форм, які не містять зв'язувального компоненту (що традиційно при ЛГМ), досить низька, оскільки зерна

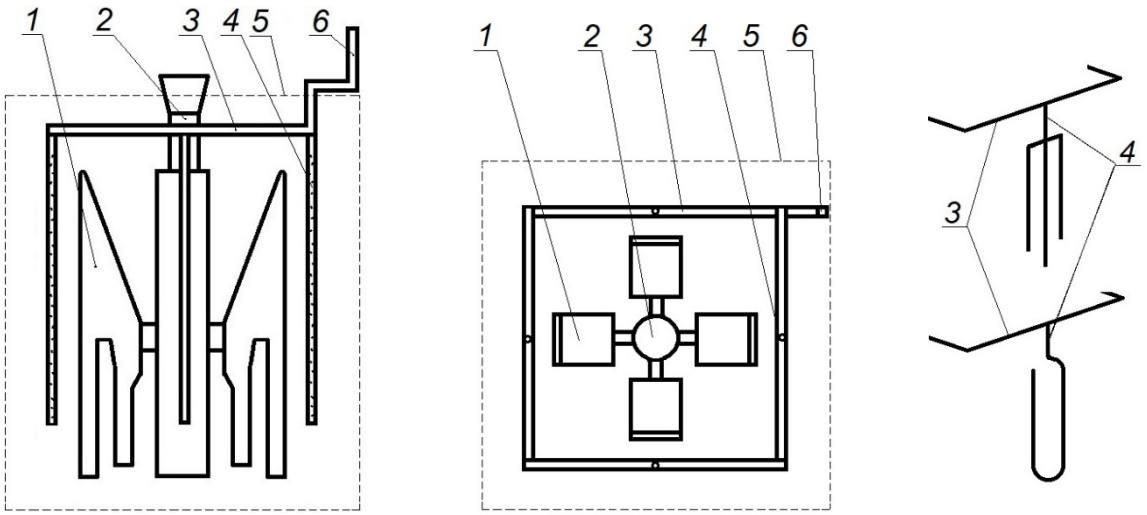
формувального піску стикаються лише в окремих точках або близькі до стикування. З досить малої поверхні теплота передається лише теплопередачею або випромінюванням, тому теплопровідність такого формувального матеріалу мала [4]. Зв'язувальний компонент ливарних форм, що знаходиться між зернами піску, відіграє роль теплових мостів та підвищує теплопровідність ливарної форми. Створення функціонально-градієнтних матеріалів запропоновано реалізувати завдяки використанню градієнтного значення теплопровідності матеріалу ливарної форми, нарощуючи ці значення введенням холодоагенту поблизу конкретної поверхні виливка для прискорення її охолодження. На рис. 1 показано традиційні для ЛГМ приклади моделей і виливків, для яких у формі притаманні різні швидкості охолодження різних литих поверхонь.



а б в г

Рис. 1. Кластери (кущі) моделей та виливків: а, б – моделі коронки для зуба ковша при виді збоку і зверху; в – виливки зуба; г – моделі зубчастої деталі

Поверхні виливків (рис. 1), наближені до стояка, і сам стояк нагрівають ком піску, що повільно охолоджується, як найбільш віддалений від зовнішньої поверхні форми, тоді як з протилежної сторони виливків іде більш інтенсивне їх охолодження, яке запропоновано підсилити введенням в пісок води (рис. 2). Воду в дозованій кількості слід подавати крізь патрубок 6 в трубчасту рамку 3 і вертикальні трубки 4 (з отворами), що встановлені навпроти певних стінок зуба.



а б в

Рис. 2. Схема формування при ЛГМ в контейнерній формі кластера з чотирьох моделей (а – при виді збоку і б – зверху): 1 – модель зуба; 2 – модель стояка; 3 – трубчаста рамка; 4 – вертикальні трубки з отворами (4 шт., перфоровані); 5 – контур піщаної форми; 6 – заливний патрубок в рамку 3 і трубки 4; в – варіанти виконання перфорованих трубок 4

Для прискорення подачі води в форму можна в закритому бачку з водою, який під’єднано до патрубка 6, створити тиск повітря від компресора, або на час подачі води для її засмоктування включити вакуумування форми. Наприклад, раніше виконано такі дослідження [3] у формі із сухого кварцового піску після заливання її розплавом та охолодження циліндричного виливка діаметром 50 мм і масою 4 кг із сірого чавуну. Через 1 хв після заливання металу подавали 200 г води у форму крізь попередньо введену з боку верхньої поверхні форми металеву трубку на відстані близько 10 мм від виливка. Встановлено, що зволоження піску у близьких шарах до виливка до 3,3 % води від маси піску дає збільшення швидкості охолодження в початковий момент на 26 %. Однак, після випаровування води і переміщення її в холодні частини форми загалом за період охолодження протягом 50-55 хв після заливання металу таке зволоження збільшує швидкість охолодження виливка на 10,1 %.

Для охолодження залізовуглецевих сплавів у формі доцільно орієнтуватись на поширені традиційні види термообробки (ТО), що включають нагрівання до температури аустенізації (рис. 3 [5, 6]). На нашу думку, більшість видів ТО, що містять нагрівання та витримку виливка для аустенізації, придатні для адаптації до процесу ЛГМ з подаванням води в пісок.

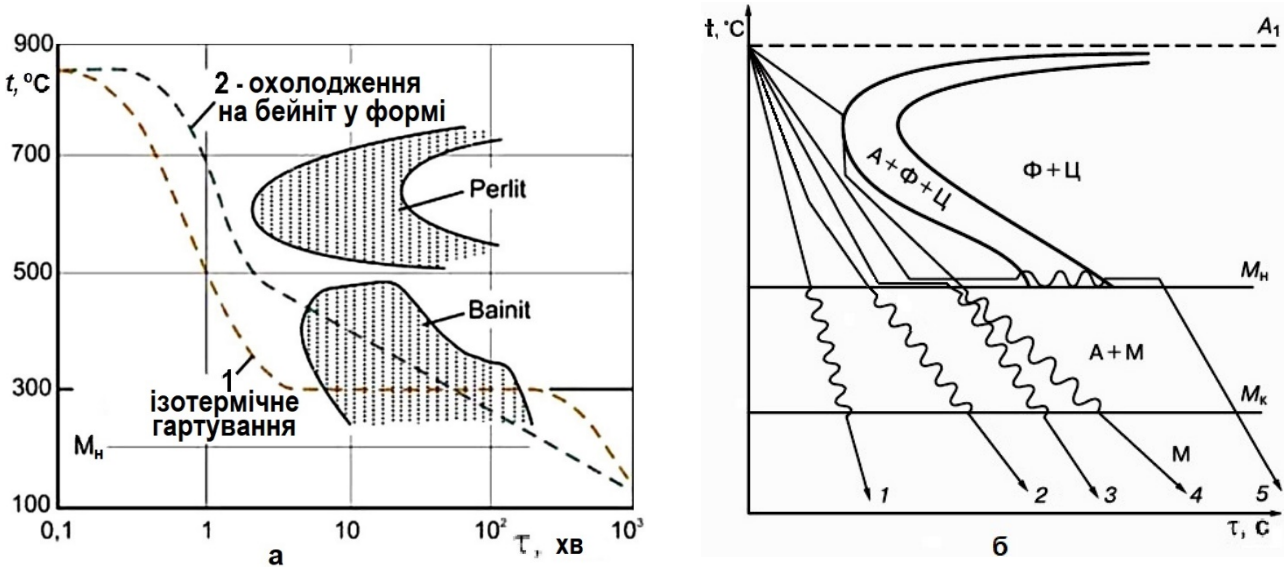


Рис. 3. Схеми охолодження (температура t – час τ): а – при охолодженні графітизованих чавунів [5], б – при гартуванні сталі [6]: 1 – безперервне гартування в одному охолоджувачі; 2 – переривчасте гартуваня в двох середовищах; 3 – ступінчасте гартування: 4 – «ідеальний» режим охолодження; 5 – ізотермічне гартування; Ф – ферит; А – аустеніт; Ц – цементит; М – мартенсит

Після затвердіння і короткого охолодження в піску форми для виливка в аустенітному стані при температурах 850–1000 °С доступні для відпрацювання режими ТО (рис. 3) в ливарній формі методом дозованої подачі в неї води. З урахуванням, що до 80 % виливків із залізовуглецевих сплавів виготовляють в піщаних формах, такі способи ТО мають перспективу поширення. Наприклад, охолодження на бейніт у формі чи ізотермічним гартуванням (рис. 3, а) дозволяє отримання бейнітних структур графітизованих чавунів з твердістю до 550 НВ, порівняно з перлітно-феритною структурою з твердістю до 270 НВ (за даними проф. Марченка К.В., приведеними нами в статті [7]).

Таким чином, в результаті огляду способів виготовлення деталей для експлуатації в умовах різання на прикладі виливання (методом ЛГМ) зуба ковша екскаватора запропоновано одержання його градієнтної структури (по суті – методом ТО виливків у ливарній формі) за рахунок інтенсивного охолодження його заданої поверхні для підвищення її твердості водночас з конструюванням і формуванням у піску модельного кластера для сповільнення охолодження протилежної поверхні з отриманням меншої її твердості, що відповідає умовам самозагострювання зуба в умовах його експлуатації.

Література:

1. Cheiliakh O.P. and Cheiliakh Ya.O. Implementation of Physical Effects in the Operation of Smart Materials to Form Their Properties // Progress in Physics of Metals, 21, No. 3: 363–463 (2020). https://doi.org/10.15407/ufm.21.03.363.

2. Дорошенко В.С., Калюжний П.Б. Сучасні технології зміцнення робочих органів ґрунтообробних машин // Металознавство та обробка металів. – 2023. – №1. Т. 29 (105). – С. 34–45. https://doi.org/10.15407/mom2023.01.034.

3. Шинский О.И., Марукович Е.И., Дорошенко В.С., Калюжный П.Б. Регулирование свойств литых конструкций интенсификацией теплообмена в литейной форме с газифицируемой моделью // Литье и металлургия. – 2017. – № 4. – С. 60–67.

4. Минаев А.А., Ноткин Е.Б., Сазонов В.А. Вакуумная формовка. – М.: «Машиностроение». 1984. – 216 с.

5. Gabrisova Z., Brusilova A. Tepelne spracovanie: navody na cvicenia. Bratislava: SPEKTRUM STU, 2019. 134 s.

6. Дорошенко В.С. Способи охолодження виливків при проектуванні ЛТО-процесу, що взаємодоповнює технології лиття та термообробки // Процеси лиття. – 2020. – № 1. – С. 42–53. https://doi.org/10.15407/plit2020.01.042.

7. Дорошенко В.С. Предпосылки встраивания термообработки в процесс литья высокопрочного чугуна по газифицируемым моделям // Металл и литье Украины. – 2017. – № 6–7. – С. 10–16.

Дорошенко В.С., Калюжний П.Б.
(ФТІМС НАН України, Київ)

ВЕНТИЛЬОВАНІ, НАПОВНЕНІ ПІНОПЛАСТОМ ДРУКОВАНІ МОДЕЛІ

E-mail: doro55v@gmail.com

Застосування 3D-друку ливарних моделей для лиття за моделями, що газифікуються (ЛГМ), підвищує можливість змінювати як конфігурацію ливарної продукції, так і конструкцію моделей виключно за рахунок внесення змін в цифрову модель продукції без переформатування виробничого базису. Впровадження друкованих моделей значно скорочує тривалість підготовки виробництва нової продукції, бо воно обходиться без оснастки (прес-форм) для виготовлення ливарних моделей, яка є нерідко складною і дорогою за вартістю. Автоматизований 3D-друк з цифрових даних ливарних моделей (навіть разової конструкції за індивідуальним замовленням чи складної комплекції) і по ним – виливків все більше є предметом досліджень провідних ливарних компаній світу і відповідає загальному тренду цифровізації ливарного виробництва.

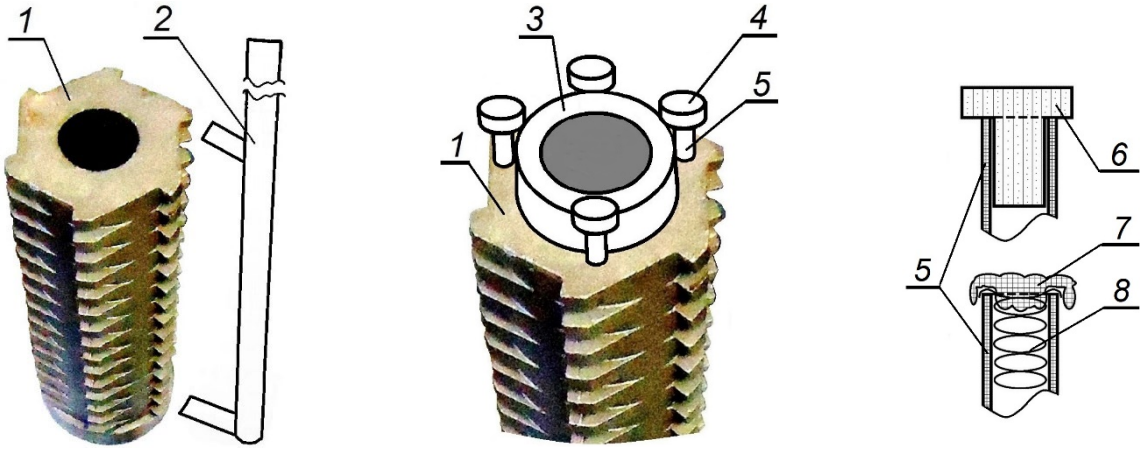
Проте, проблема полягає в тому, що друковані полімерні моделі мають більшу густину і, відповідно, газотвірність, ніж традиційні моделі з ППС, що перешкоджає їх друку для ЛГМ. Надмірний тиск газів від газифікації більш масивної (проти моделі з пінополістиролу – ППС) друкованої моделі може призвести як до викидів металу з ливникової системи, так і до гальмування заповнення ним форми з утворенням браку виливків по недоливам. А також сучасний друкований матеріал моделей дає більший вуглецевий (коксовий чи зольний) залишок, ніж ППС, що також негативно впливає на якість виливків.

Тому з метою оптимізації газового режиму ЛГМ при проектуванні друкованої моделі застосували три вигідних складових: 1) виконання вентканалів в конструкції моделі; 2) при комп'ютерному проектуванні внесення цих каналів в цифрове креслення моделі; 3) підведення до вентканалів газового розрідження з піщаного середовища ливарної форми за принципом «чим більше газів, тим інтенсивніше їх відкачування». Оскільки 3D-друк лише починає застосовуватись

для ЛГМ, то друкування в моделі вентиляційних каналів вздовж її стінок по напрямку течії металу являється новим рішенням.

При заливанні розплавленим металом вакуумованої форми з газифікацією друкованої моделі з відведенням газових продуктів газифікації крізь канали у пори піску форми ці канали продовжують полімерними трубками, вихідні кінці яких закривають газопроникним вентами, що не пропускають пісок. Крім того, в разі застосування вставок з ППС в 3D-друковану модель (для зниження її маси) канали для виводу газів можуть друкувати у вигляді борозенок, що утворюють канали по стику з цими вставками і друкованою частиною моделі.

Полімерні трубки застосовували з міцними стінками (поліпропіленові), щоб не прогинались від дії на них вакууму в піску форми, або з цією ж метою вставляли в них спіраль з металевого дроту, або газопроникні пробки з піщаної суміші, які служили вентами. Проектування друкованої моделі для розробленого нами способу (заявка u202305216 України) показано на рис. 1 при виготовленні моделі зубчастого валка 1, що в парі з таким же валком служить для подавання волокнистих матеріалів.



а б в

1 – валок; 2 – модель ливникової системи; 3 - патрубок з ППС; 4 – вента; 5 – трубка; 6 – піщана пробка в якості венти; 7 – вента з вати; 8 – спіраль з дроту

Рис. 1. Валок і проект конструкції модельного комплекту: а – валок з ливниковою системою; б – верхня частина моделі валка; в – венти в поздовжньому розрізі

Вирізати на 3D-фрезері модель цільною такої конструкції з блочного ППС складно, тому її вирізають і склеюють з частин. Але 3D-друк дозволяє виготовити цільною зовнішню частину моделі складного геометричного профілю. Для зменшення маси моделі її внутрішню частину заповнили циліндричним патрубком 3 з ППС густиною 15-18 кг/м^3. Варіант моделі ливникової системи 2 з ППС схематично показано поруч з валком.

На рис. 1, б показано верхню частину моделі валка 1 з частиною патрубка 3 з ППС. Робочою частиною валка є зовнішня, а внутрішній центральний канал служить для полегшення маси виливка і при виготовленні ливарної форми заповнюється піском. На внутрішній стороні друкованої частини моделі на стику з зовнішньою поверхнею патрубка 3 вздовж його осі при друкуванні виконано борозенки (не показано), які при стику з зовнішньої поверхнею патрубка 3 утворюють повздовжні вентканали, у які зверху вставлено чотири полімерні трубки 5 з вентами 4. Приклади виконання вент показано на рис. 1, в. Виготовлена з піщаної суміші вента 6 служить пробкою, а вента 7 виконана з вати, що опирається на спіраль 8 з металевого дроту. В останньому варіанті замість трубки можливе утворення патрубка обертанням плівки «скотч» навколо спіралі 8. Венту-пробку 6 виготовили з піщано-рідкоскляної суміші з високою газопроникністю, а вента 7 з вати утримується стінками трубки і спіраллю, яка потрібна в разі застосування м’якої трубки. Аналогічно часто армуються гнучкі трубопроводи побутових пилососів. Порівняно з циліндричними вентканалами друкування їх у вигляді прямолінійних борозенок простіше, тому в нашому варіанті частину поверхні вентканалу утворено патрубком 3, вставленим в зовнішню друковану формотворну частину моделі 1.

Для випробування способу ЛГМ моделі друкували методом пошарового наплавлення (FDM) з полілактиду (PLA) – біорозкладного термопластичного поліефіру, який є одним з найбільш поширених і недорогих за вартістю термопластиків для друку. PLA має густину 1240 кг/м^3, температуру плавлення 150-160 ºС, температуру кипіння 227 ºС. Принцип роботи FDM заснований на плавленні та екструзії термопластичних полімерних ниток (філаментів) і

подальшому осадженні розплавленого матеріалу шар за шаром для формування деталі, що використовується на найбільш поширених нескладних принтерах.

Після виготовлення 3D-друковану модель валка 1 з ливниковою системою 2, вставкою 3 і трубками 5 покрили протипригарною фарбою, не фарбуючи трубки і венти. При формуванні в контейнері моделі сухим піском з вібраційним ущільненням контейнер зверху загерметизували синтетичною плівкою, вивели крізь неї верхню частину моделі ливникової системи і поставили на неї керамічну воронку для спрямування струменю металу.

Заливання розплаву високоміцного чавуну у форму виконували при її вакуумуванні, під'єднавши до трубопроводу цехової вакуумної системи, в якій підтримували залишковий тиск повітря на рівні 40-50 кПа. При підведенні розплаву металу по ливниковій системі головним чином знизу до моделі, він газифікував модель при русі знизу вверх. Гази від газифікації по вентканалах відкачувались крізь трубки 5 і венти 4 в пісок форми і попадали крізь трубопровід від форми до вакуумної системи цеху, де проходили очищення.

Рівень вакууму на поверхні венти наближався, але був нижче його рівня на поверхні моделі, залежав від відстані венти до вакуумного фільтра контейнерної форми. Газопроникність вент була вищою, ніж газопроникність типових для ЛГМ протипригарних фарб. При заливанні металу за рахунок інтенсивної газифікації моделі рівень залишкового газового тиску в зазорі «метал-модель» був вищим, ніж на поверхні «модель-форма», що забезпечувало стабільність стінки форми в момент контактування її з металом. Після охолодження виливка в формі протягом кількох годин і видалення його з неї отримали виливок високої якості. Верхній надлив від виступу патрубка 3 і металеві стовпчики від газифікації трубок 5 видалили механічним способом.

Для ЛГМ-процесу за моделями, які мають більшу масу на одиницю об'єму і дають більше газів при їх газифікації, ніж традиційні ливарні моделі з ППС, вставки з ППС і вентканали зменшують масу моделі, а останні інтенсифікують відкачування газів завдяки вакууму форми. Протягом всього процесу заливання форми завдяки вакууму в її піску крізь ці канали і трубки з вентами примусово

видаляються (відсмоктуються) гази у пори піску форми. Водночас проникнення крізь канали низького газового тиску створює ефект вакуумного всмоктування металу, що поліпшує заповнення форми і запобігає появі дефектів як недоливи, особливо в тонкостінних виливках.

Таким чином, застосування принципу «чим більше газів від газифікації моделі, тим більше слід застосувати засобів їх спрямованого видалення (в напрямку руху металу) під впливом вакууму форми з ефектом вакуумного впливу на метал» сприяє залученню в ЛГМ-процес 3D-друку з використанням його можливості автоматизованого виготовлення вентильованих моделей, або моделей з направленою пористістю.

Моделі з каналами направленого газовідводу під впливом вакууму за своєю функцією в ідеалі можна розглядати як аналог вакуумпроводу для відкачки продуктів від власної газифікації. Варіанти заповнення пористого тіла (серцевини) друкованих моделей (рис. 2, з сайту https://all3dp.com) відомі своєю різноманітністю. Залишається при друці вентильованої моделі орієнтувати канали пор по напряму виходу газів і заповнення форми металом. Відкачування газів також дозволить разом з ними вивести дрібні частинки сажі чи так званого коксового або зольного залишку, що запобігатиме їх негативному впливу на деякі сплави, що можуть з ними реагувати.

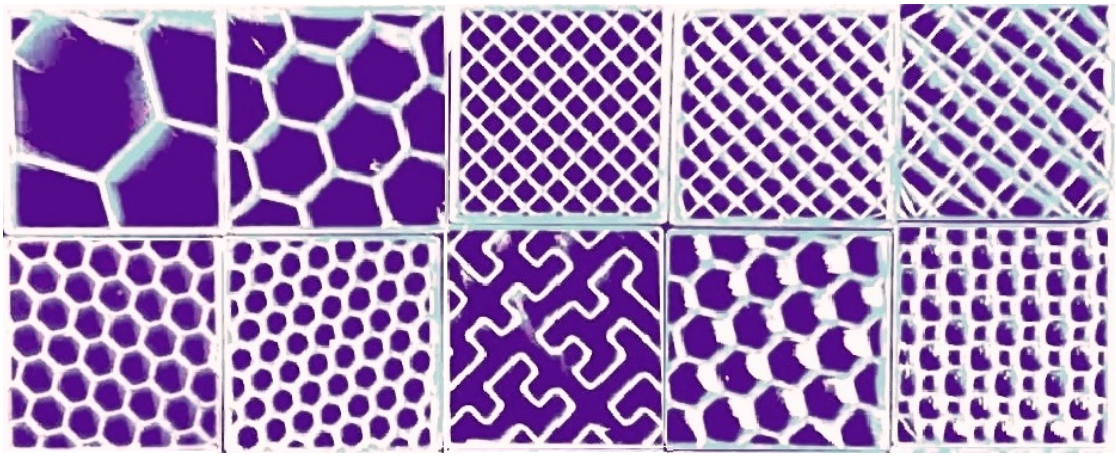


Рис. 2. Деякі типові приклади заповнення друкованих виробів

Розширення лиття за друкованими моделями сприятиме виробництву широкої номенклатури виливків, особливо різноманітних одиничних чи дрібних партій виливків за індивідуальними замовленнями покупців. Останнє відповідає концепції «виробництво як послуга» (Manufacturing as a Service, MaaS). Адаптація ливарного виробництва до 3D-друку розширить, зокрема по мережі Інтернет, пряму взаємодію з покупцем товару, який проектується за його індивідуальним цифровим проектом, зокрема через NFC-систему (бездротової передачі даних та платежів).

Таким чином, лиття за вентильованими полімерними моделями, що газифікуються з відкачуванням по вентканалах газів з робочої порожнини форми, розкриває ряд потенційних поки нереалізованих можливостей для автоматизації і цифровізації виробництва металопродукції. Розглянутий спосіб такого виробництва дозволяє як регулювати заповнення форми металом, що впливає на якість виливків, так і виготовляти металовироби складної конфігурації з досить швидким друкуванням їх моделей в автоматичному режимі по цифровим кресленням, що відповідає зростаючому тренду цифровізації і автоматизації ливарних процесів. Це дозволяє отримати сумарну вигоду як від оперативного 3D-друку ливарної моделі, так і від нетривалих процесів формовки та вибивки виливків з сухого піску ливарних форм при ЛГМ. При цьому ресурсоефективність оборотного застосування формувальних матеріалів без зв’язувальних реактивів поєднується з цифровою трансформацією ЛГМ без зміни діючих стандартів контролю металопродукції, що нерідко супроводжує способи 3D-друку металовиробів. Впровадження у виробництво 3D-технологій відкриває можливості Інтернет-комунікації виробника з покупцем товару, який проектується за індивідуальним цифровим кресленням покупця і швидко виготовляється виробником. При цьому поєднання традиційних ливарних процесів з новими цифровими суттєво скорочує тривалість переходу від створення пілотних зразків продукції чи прототипів до масового виробництва.

Дорошенко В.С., Клименко С.І.
(ФТІМС НАН України, Київ)

ПРО ОПТИМАЛЬНИЙ ВИБІР ЛИВАРНИХ СПЛАВІВ ДЛЯ АВТОПРОМИСЛОВОСТІ З УРАХУВАННЯМ ВТІЛЕНОЇ ЕНЕРГІЇ

E-mail: doro55v@gmail.com

Втілена енергія – це розрахунок усієї енергії, яка використовується для виробництва матеріалу чи продукту, включаючи видобуток, виробництво та транспорт. Досліджуючи тему втіленої енергії, в роботі [1] порівняно значення цієї енергії для окремих конструкційних матеріалів (табл. 1). З урахуванням того, що товари складаються з праці людей, матеріалів та енергії; в свою чергу, праця включає енергію та матеріали; матеріали включають працю та енергію, а енергія включає працю і матеріали, робиться висновок, що вартість товарів становить приблизно 25 % праці, 25 % матеріалів і 50 % енергії.

Таблиця 1 – Втілена енергія для деяких матеріалів

Матеріал (з урахуванням способу виробництва)	Втілена енергія МДж/кг
Титан	920
Алюмінієвий лист (первинний, в середньому)	255
Мідь (в середньому)	151
Структурні полімери (первинні, в середньому)	84
Магній (в середньому)	80
Нержавіюча сталь	79
Литий алюміній (первинний, в середньому)	58
Звичайна вуглецева та низьколегована сталь (в середньому)	51
Структурні полімери (вторинні, в середньому)	42
Скло (основне, в середньому)	30
Аустемперований високоміцний чавун (ADI) (в середньому)	30
Високоміцн. чавун / чавун з компакт. графітом (в середньому)	26
Литий алюміній (вторинний, в середньому)	23
Сірий чавун (в середньому)	23

Лиття металу – це найбільш економний енергетичний шлях від металевих руд

до металевого продукту [1]. Вартість вхідних матеріалів для лиття металів пропорційна їх втіленій енергії. Первинний алюміній включає велику кількість енергії від перетворення бокситової руди на метал. Низька вартість вторинного алюмінію відображає низьку кількість енергії для повторного його плавлення.

Значне нарощування випуску електричних транспортних засобів змінює завантаження ливарного виробництва, а електромобіль має особливості щодо втіленої енергії. Приблизно половина ливарної продукції, яка нині використовується для автомобілів з двигуном внутрішнього згоряння (ДВЗ), не потрібна для виробництві електромобілів [1, 2]. Щоб ливарникам зберегти свої позиції на ринку, їм слід впроваджувати інновації або вони збанкрутують.

Позитивні якості електромобілів у тому, що вони не мають викидів вихлопних газів, а ефективність електродвигуна складає близько 80 %. Проте вони важать у середньому на 500 кг більше, ніж аналогічні автомобілі з ДВЗ – це негатив. Електромобілі коштують дорожче, ніж подібні засоби з ДВЗ, бо вони містять додаткову енергію вартістю приблизно 10 000 дол. США, втілену в акумуляторній батареї. Це важливо, адже уряди ряду країн надають податкові кредити – до 7000 дол. США, штучно стимулюючи продажі електромобілів, компенсуючи вартість втіленої енергії, за яку покупець сплачує наперед [1].

У типового сучасного автомобіля з ДВЗ силовий агрегат має ефективність 40 %. При спалюванні вуглецевого палива (бензин/дизельне паливо) 40 % енергії витрачається на роботу автомобіля. Електромобіль використовує електроенергію від енергетичної компанії. Припустімо, що ця компанія виробляє енергію з ефективністю 60 % витрат природного газу. Електростанція на природному газі 60 % енергії перетворює на електрику, 5 % втрачається при передачі на зарядний пристрій кінцевого користувача та в транспортний засіб. Тоді електродвигуни з ефективністю 80 % передають потужність на дорогу з загальною ефективністю електромобіля 60 % × 95 % × 80 % = 46 (%) [1].

Ефективність 46 % електромобіля краща, ніж 40 % у автомобіля з ДВЗ, але пам’ятаємо, що з електромобілем купується енергія на 10 000 доларів США (можливо, 100 000 кВт.год) наперед, втілена у виробництві автомобіля, і він важить

на 500 кг більше, ніж аналогічне авто з ДВЗ, яке потребує, можливо, на 10 % більше потужності, ніж для приведення до руху електромобіля. Отже, чи є електромобіль більш ефективним, ніж порівнянний автомобіль з ДВЗ? Чи виробляє він менше CO_2 протягом своєї експлуатації [1]?

Перехід на електротранспорт мотивується досягненням нульового викиду вуглецю, але жоден електромобіль не матиме нульових викидів вуглецю, враховуючи походження електроенергії. А тип двигуна слід вибирати не за альтернативою: «вуглецевий чи безвуглецевий», а за показниками найбільшої ефективності. Зокрема, компанія General Motors (GM) поставила корпоративну мету «нуль викидів, нуль заторів, нуль аварій» [1], поставивши своїх клієнтів перед рішенням – нуль вуглецю або нічого. GM наразі продає електричний Hummer масою 4 500 кг, а електромобіль Chevrolet Bolt EV з найнижчою ціною в США за 26 500 дол. США – невеликий седан масою 1640 кг. І навпаки, компанія Toyota вибрала інший шлях, в 2022 р. її гендиректор Акіо Тойода сказав, що їхня мета «залишається незмінною, задовольнити якомога ширше коло клієнтів якомога ширшим асортиментом силових агрегатів» [1].

Електродвигуни мають значний крутний момент, не потребують заміни масла, зменшують смог у центрі міст. Деяким людям вони ідеально підходять, але не всім. Металообробна промисловість змогла розробити та виготовити сучасне покоління високоякісних, ефективних, потужних автомобілів з ДВЗ. Їх виробники не повинні стояти осторонь, поки з благими намірами дезінформовані керівники «нищать» створені продукти і діючі виробництва. За іронією долі, електромобіль з його додатковою масою вимагатиме підвіски та гальм, як у вантажівки. Це потребує більш надійних гальм з чавуну та міцніших-жорсткіших деталей підвіски, що можуть задовольнити ливарники.

Всупереч заявам політиків і деяких керівників автомобільних компаній, автомобілі з ДВЗ домінуватимуть на ринку автомобілів протягом десятиліть. Для цього практичні варіанти збільшення ефективності автомобіля з ДВЗ полягають у подальшому підвищенні ефективності трансмісії, зменшенні коефіцієнта опору та маси автомобіля. Розробники та виробники автомобілів з ДВЗ мають

«впроваджувати інновації або померти» [1], зокрема обґрунтовуючи свої новації оцінками втіленої енергії в продукцію.

Серед ефективних методів зменшення втіленої енергії також є збільшення продуктивності ливарної форми та запобігання браку. Збільшення виходу придатного завдяки моделюванню процесу має суттєвий вплив на втілену енергію виливка. Сучасні комп'ютерні моделі можуть допомогти виробляти виливки «правильно з першого разу». З часом моделювання стане більш автоматизованим і нижчої вартості, його використання розшириться навіть на дрібносерійні ливарні програми для підвищення їх ефективності.

Протягом розвитку автопромисловості наявні спроби переводу деталей з чорних металів на алюміній для зменшення їх маси, що вимагає інвестицій у нові технології та устаткування. Це виявилося дорогим і енергоємним. Низька питома вага не завжди означає меншу вагу чи об'єм металовиробу. Доусон С. та ін. показали, що з чавуну з компактним графітом (CGI) можливо створювати дизельні двигуни, які є меншими та легшими, ніж їхні аналоги з алюмінію [3]. Це не обов'язково від того, що блок з CGI важить менше, але конструкція з CGI (більшої жорсткості) скорочує довжину двигуна, знижуючи загальну масу, ніж у довшого двигуна з алюмінію. Дослідники повідомили [3] про випробування дизельного гібридного двигуна об'ємом 1,2 л з блоком з CGI і частково з полімерним корпусом (рис. 1). Цей двигун замінює алюмінієвий блок при однаковій масі та значно нижчих втіленій енергії і вартості.



Рис. 1. Блок двигуна з пластиковими кришками в зборі важить 20,06 кг

Також дизайнери порівняли енергію життєвого циклу для автомобільного верхнього елемента керування, виготовленого з високоміцного чавуну (ВЧ) і литого алюмінію, та виявили [1], що енергія аналізу життєвого циклу (LCA)

конструкції з ВЧ на 40-43 % нижча, ніж у такої з литого алюмінію. Далі вони порівняли конструкцію ADI зі штампованою/зварною сталевою конструкцією та виявили, що енергія життєвого циклу ADI була на 7 % нижчою.

Генеалогічне дерево матеріалу – чавуну налічує понад 3000 років і має багато цікавих гілок. Сірий чавун, ковкий чавун, чавун з компактним графітом, ВЧ, чавун з високим вмістом кремнію та молібдену; загартований ВЧ та зміцнений феритний ВЧ із високим вмістом кремнію мають унікальні властивості та зрілі ринки [4]. Відносно висока жорсткість і співвідношення міцності до ваги роблять чавун оптимальним вибором, якщо ми максимально використаємо ці властивості в процесі проектування і виробництва.

Як зазначалося вище, лиття металу є найнижчим за енергоспоживанням виробництвом металовиробів. Це означає, що всі ковані та зварні вироби, як і багатокомпонентні вузли є «кандидатами» на перетворення в металеве литво. Так історично склалося, що металурги були ледачими. Легко продати конкретний литий матеріал/процес людям, які вже купують і використовують цей матеріал. Значно складніше, хоча й вигідніше, продавати виливки клієнтам, які раніше купували зварні вироби, поковки та вузли або комбінацію литого матеріалу з іншим процесом [1].

Для проектування ливарних процесів корисним засобом Індустрії 4.0 є Integrated Computational Materials Engineering (ICME) [1]. Ця технологія обіцяє розробку сплавів, термообробку та обробку поверхні на рівні індивідуального кристала, заміну атомів і моделювання впливу на макровластивості матеріалу. Чавун із достатнім вмістом кремнію дозволяє атомам вуглецю бути рухливими в матриці. Також, щоб зменшити втілену енергію та знизити витрати на чавун, слід використовувати менше чушкового чавуну (15 МДж/кг) і більше сталевого брухту (6 МДж/кг) [1]. Але немало сталевого брухту містить 0,60-0,90 % Mn, а виробники ВЧ націлені на вміст Mn менше 0,35 % для кращих властивостей, відсутності карбідів і хорошої оброблюваності. Яким може бути шлях, наприклад, до високоякісного ВЧ з 0,60 % Mn? Протягом багатьох років ми спостерігали виробників, які виробляли якісний ВЧ з 0,40 % Mn, використовуючи модифікатори

і методи, що збільшували кількість вкраплень графіту понад 400 шт/мм^2. Наприклад, у відділі В.Б. Бубликова отримували 1000 вкраплень/мм^2 методом інмолд. Також виняткове відношення міцності до ваги має ADI. Щоб повністю використати це співвідношення, слід досягти його для значно меншої товщини литих стінок, оскільки ливарники побоюються лити профілі тонше 5 мм через габаритні та металургійні причини. У критичних ділянках можуть утворюватися карбіди, що негативно впливає на властивості.

Щоб ще більше використати високе співвідношення міцності до ваги ADI, нам потрібно виробляти нетвердосплавні виливки зі стінками товщиною 3 мм і застосовувати цю можливість до біонічних конструкцій, для чого сприятливий метод лиття за моделями, що газифікуються, для якого в останній час прагнуть застосувати 3D-друковані моделі зі спрямованою пористістю.

Поширення 3D-друку на виготовлення ливарних піщаних форм, особливо з неорганічними зв'язувальними матеріалами, також має значну перспективу, але друк має бути швидшим та дешевшим для вдалого конкурування з традиційними технологіями.

Література:

1. Keough J. The perspective of life cycle analysis in market decisions // Modern Casting. – 2023. – October. – P. 34–37.

2. Дорошенко В.С., Гнатуш В.А. Литво для електромобіля. Алюміній замість чавуну. XIII Міжнар. наук.-техн. конф. «Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2021»: матеріали науково-техн. конф., 28-29.04.2021, Київ / заг. ред. Р.В. Лютий, І.М. Гурія. – Київ: КПІ ім. І. Сікорського, 2021. – С. 66–68.

3. Dawson, S., Ferrarese, A., Marquard, R. Cast Iron Cylinder Blocks: Same Weight as Aluminum; Lower Emissions // SAE Technical Paper 2023-01-0439. – 2023. https://doi.org/10.4271/2023-01-0439.

4. Гнатуш В.А., Дорошенко В.С. Сучасне застосування металевих сплавів для автомобілебудування // Метал та лиття України. – 2019. – № 10-12. – С. 74–81. https://doi.org/10.15407/steelcast2019.10.074.

Дорошенко В.С., Клименко С.І.
(ФТІМС НАН України, Київ)

ОГЛЯД ТРІЩИНОСТІЙКИХ ФЕРИТО-АУСТЕНІТНИХ ЧАВУНІВ З КУЛЯСТИМ ГРАФІТОМ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ, ЩО ЕКСПЛУАТУЮТЬСЯ В ЕКСТРЕМАЛЬНИХ УМОВАХ

E-mail: doro55v@gmail.com

Чавуни з кулястим графітом (ЧКГ) – це сімейство матеріалів, які вигідно конкурують зі сталлю для застосування у виробництві машинобудівних та будівельних конструкцій. ЧКГ характеризується мікроструктурою, яку можна описати як «сталеву матрицю з високим вмістом кремнію, яка оточує кулястий графіт». Кулястий графіт та кремній дозволяють здійснювати твердотільні термообробні перетворення, які неможливі зі сталлю [1], зокрема, після отримання на всю товщину стінки виливка з насиченого вуглецем аустеніту. При кристалізації рідини в тверду речовину вуглець і кремній забезпечують набагато нижчу (порівняно зі сталлю) температуру плавлення, властивості самопідживлення, захист від окислення поверхні та можливість утворення безкарбідної матриці. З іншого боку, графітові сфероїди впливають на пластичну деформацію ЧКГ під навантаженням після початку утворення шийок і/або навіть запобігають початку утворення шийок [1]. За характеристиками матеріал ЧКГ часто розглядають як альтернативу литій, кованій і зварній сталі.

Серед досліджень по створенню такої металевої матриці ЧКГ, що забезпечує високі механічні властивості та підвищену тріщиностійкість, відомі роботи по утворенню бейнітної структури, що практично не містить цементиту і складається лише з фериту та аустеніту [2-4]. Цей матеріал отримав назву безкарбідного бейнітного ЧКГ, або аусферитного ЧКГ. В роботах [2, 3] досліджено вплив легувальних елементів, температури ізотермічного гартування та кількості термічно стабілізованого залишкового аустеніту на статичну тріщиностійкість бейнітного ЧКГ. Чавун виплавляли в індукційній печі з корегуванням хімічного складу щодо кремнію та легувальних елементів. Після цього при температурі 1480-1500 °С в процесі позапічного оброблення рідкого металу було проведено

сфероїдизацію за Sandwich-методом і вторинне модифікування для полегшення графітизації. Досліджено ЧКГ двох хімічних складів [2, 3] (масова частка, %): легованого ЧКГ (зразки №№ 1-3, див. табл. 1): 3,01 C; 2,97 Si; 0,14 Mn; 0,007 S; 0,07 P; 0,044 Cr; 0,0073 N; 0,033 Mg; 0,25 Mo; 0,060 Cu; 0,59 Ni, а також нелегованого ЧКГ (зразки №№ 4-6): 3,18 C; 2,90 Si; 0,27 Mn; 0,007 S; 0,07 P; 0,043 Cr; 0,0077 N; 0,032 Mg; 0,037 Cu; 0,035 Ni. Для отримання безкарбідної бейнітної структури металевої матриці ЧКГ піддавали ізотермічному гартуванню в соляних ваннах. Термообробка досліджених складів ЧКГ включала аустенізацію та ізотермічне гартування за режимами, представленими в табл. 1, де також вказано стандартні механічні властивості, що визначені при статичному навантаженні на гладких циліндричних зразках відповідно до ГОСТ 1497-84. Структуру шести зразків (див. табл. 1) досліджено за допомогою світлової мікроскопії, а також трансмісійної електронної мікроскопії [2, 3]. Ці дослідження показали, що в структурі ЧКГ після ізотермічного гартування в дослідженому інтервалі бейнітного перетворення (290–390 °C), цементиту практично не виявлено (Fe_3C < 3 % об.).

Таблиця 1 – Режими ізотермічного гартування легованого і нелегованого ЧКГ та їх механічні властивості [2, 3]

Хімічний склад ЧКГ	Номер зразка	Аустенізація		Ізотермічне гартування		$\sigma_{0.2}$, МПа	$\sigma_в$, МПа	δ_5, %
		T, °C	τ, хв	*T,* °C	τ, хв			
Легований	1	930	60	290	30	998	1301	4,5
	2	890	60	340	30	850	1000	7,5
	3	950	60	390	30	777	907	9,0
Нелегований	4	860	60	290	65	1187	1291	5,0
	5	900	60	340	35	974	1115	12,1
	6	900	60	390	30	772	1040	15,4

Тріщиностійкість при статичному навантаженні визначено не за в'язкістю руйнування K_{IC}, а за межею тріщиностійкості I_C (згідно ГОСТ 25.506-85) в процесі триточкового вигину без суто крихкого руйнування [3]. Ця характеристика не вимагає запису діаграми «сила-деформація». Необхідно знати лише значення навантаження $P = P_{max}$. При обчисленні межі тріщиностійкості I_C використано

відомі формули коефіцієнта інтенсивності напруження K, в яких $P = P_{max}$, що дозволило вважати: $I_C \geq K_{IC}$. У разі руйнування за умов значної пластичності реалізується нерівність $I_C > K_{IC}$ [3].

На рис. 1 представлено значення межі тріщиностійкості I_C досліджених чавунів залежно від вмісту залишкового аустеніту $A_{зал.}$ у металевій матриці (дані по легованих чавунах представлені у верхній групі, обмеженій суцільними лініями на рис. 1) [3]. З рис. 1 видно, що максимальні значення I_C реалізуються у разі, коли в структурі бейнітного ЧКГ залишковий аустеніт міститься в межах 30–35 %. Цілком імовірно, цей аустеніт має оптимально високу стабільність по відношенню до утворення мартенситу деформації. Збільшення кількості залишкового аустеніту до 50-60 % зазвичай викликає зменшення його легованості вуглецем, що знижує стійкість аустеніту, і мартенсит деформації, що утворюється, сприяє падінню тріщиностійкості [2, 3].

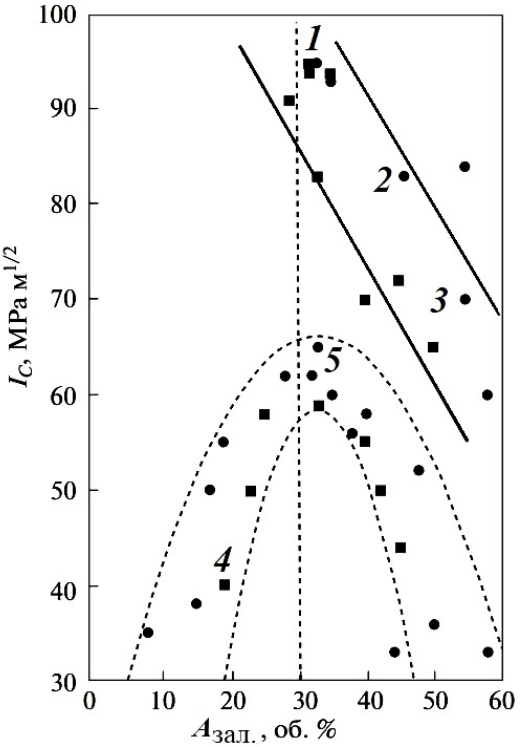


Рис. 1. Вплив кількості залишкового аустеніту на межу тріщиностійкості I_C (суцільні лінії – для легованого ЧКГ, штрихові лінії – для нелегованого ЧКГ)

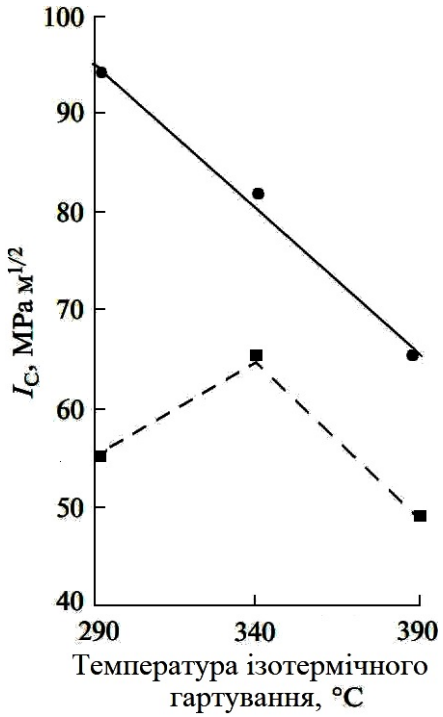


Рис. 2. Вплив температури ізотермічного гартування на межу тріщиностійкості I_C (суцільні лінії – легований ЧКГ, штрихові – нелегований ЧКГ)

Леговані чавуни при тій самій кількості залишкового аустеніту $A_{зал.}$ мають у два рази вищі значення I_C порівняно з I_C нелегованих чавунів, що також пов'язано з підвищенням деформаційної стабільності аустеніту при введенні легувальних елементів Ni, Cu і Mo [3]. На рис. 2 показано вплив температури ізотермічного гартування на межу тріщиностійкості безкарбідних бейнітних ЧКГ. Для отримання максимальних значень I_C у нелегованих чавунах оптимальне співвідношення фаз у структурі досягається після загартування при 340 °С, а для легованих чавунів найкраща тріщиностійкість – при 290 °С.

За висновками роботи [3] носієм міцності бейнітного чавуну є бейнітний ферит з високою щільністю дислокацій та наявністю нанорозмірного цементиту (Fe_3C < 3 % об.), що розташовується як усередині, так і за межами бейнітного фериту. Зазвичай підвищення межі плинності та міцності призводить до окрихчування матеріалу, тобто зниження K_{IC}. Тому основне завдання створення нових матеріалів полягає в забезпеченні одночасно високих міцності та тріщиностійкості. Саме нанокристалічні матеріали можуть забезпечити оптимальне поєднання цих властивостей, досягаючи позитивного ефекту не за рахунок дорогих легувальних компонентів, а лише внаслідок зміни структури [5].

Описані методи досягнення максимальних значень тріщиностійкості ЧКГ за рахунок поєднання міцності бейнітного фериту з високою пластичністю залишкового аустеніту (у кількості 30-35 %), зокрема, співставні з результатами роботи по підвищенню зносостійкості ЧКГ для змінних деталей сільгосптехніки та транспорту [6], в якій рекомендовано досягати 27-35 % залишкового аустеніту в бейнітному ЧКГ. Також відомі аналогічні до цього рекомендації термообробки ріжучих тріщиностійких елементів з ЧКГ для бульдозерів та іншої землерийної техніки [7]. При цьому доречно навести приклади того, що такі елементи землерийної та ґрунтообробної техніки (рис. 3) виливають за моделями, що газифікуються (ЛГМ), а науково-технологічні основи цього процесу удосконалюються у відділі проф. О.Й. Шинського. Такі литі зуби, долота, коронки, ковші, леміші застосовують як в гірничодобувній, сільськогосподарській та

будівельній галузях, так і в оборонному секторі, зокрема для зведення фортифікаційних і інженерних споруд для укриття тощо.



Рис. 3. Литі органи землерийної техніки і їх моделі з цеху ЛГМ ФТІМС НАНУ

Крім того, в якості прикладів застосування тріщиностійких виливків запатентовано способи виготовлення корпусів боєприпасів [8] та броньованих перешкод [9]. З огляду екстремальних умов експлуатації (імпульсне руйнування чи протидія такому руйнуванню) цих обох металовиробів з ЧКГ високі показники міцності і пластичності виливка досягають створенням у ньому бейнітної структури з залишковим аустенітом (в кількості 30-35 %), що в процесі експлуатації зазнає деформаційного мартенситного перетворення.

Аналогічний спосіб термообробки бронефутерувальних плит для дробарок з високовуглецевої сталі запатентовано Л.С. Маліновим та ін.; в структурі сталі отримують 25-30 % залишкового аустеніту [10] для підвищення механічних властивостей цих плит за рахунок деформаційного мартенситного перетворення та динамічного старіння мартенситу і аустеніту. На це витрачається значна частина енергії зовнішньої дії, і менша її доля йде на руйнування. Нині також наявна значна потреба у виготовленні тріщиностійких контактних (витратних) органів протимінних тралів (коткових, ножових і бойкових), для чого можуть стати корисними описані дослідження.

Література:

1. Zanardi, F., Mapelli, C. & Barella, S. Reclassification of Spheroidal Graphite

Ductile Cast Irons Grades According to Design Needs. Inter Metalcast 14, 622–655 (2020). https://doi.org/10.1007/s40962-020-00454-x.

2. Valkov K.G., Georgiev M.N., Andreev Ch.A. Crack resistance of austempered ductile irons in dependence on silicon content and parameters of austempering // Engineering science. Bulgerien Academy of Science. 2010. V. XLVII. № 1. P. 86–95.

3. Вълков К.Г. Изследване на влиянието на химическия състав и параметрите на термична обработка върху структурата и механичните свойства на изотермичнозакаления сферографитен чугун: Автореф. дис… д-ра / ТУ - София. София, 2015. – 35 с.

4. Rundman K.B. It's About Austenite and Carbon. Mate – A story of the Physical Metallurgy of ADI. Part II, 2006. – P. 1–9.

5. Денисова Н.Е., Шорин В.А., Гонтарь И.Н., Волчихина Н.И., Шорина Н.С. Триботехническое материаловедение и триботехнология: учеб. пособие/ Под общей редакцией Н.Е. Денисовой. – Пенза. Изд-во: ПГУ, 2006. – 248 с.

6. Волощенко С.М. Створення наукових засад структуроутворення в високоміцному чавуні для підвищення зносостійкості змінних деталей сільгосптехніки та транспорту: автореф. дис. … докт. техн. н. - К., 2018. – 40 с.

7. Хужаназаров Б.Ф. Выбор материала и метода повышения износостойкости режущих элементов бульдозеров // Механика ва технология илмий журнали. – 2022. – № 2. – С. 218-223.

8. Патент 139559 Україна, МПК B22D 7/00, B22D 23/00. Спосіб лиття корпусів боєприпасів з високоміцного чавуну у ливарних формах с сипкого піску. – 10.01.2020, Бюл. № 1.

9. Патент 139560 Україна, МПК B22D 7/00, B22D 23/00, F41H 5/00. Спосіб виробництва броньової перешкоди з високоміцного чавуну у ливарних формах з сипкого піску. – Опубл. 10.01.2020, Бюл. № 1.

10. Патент 64796 Україна, МПК C21D 1/00. Спосіб термообробки сталі для бронефутерувальних плит. – Опубл. 25.11.2011, Бюл. № 22.

Дорошенко В.С., Ладарєва Ю.Ю.
(ФТІМС НАН України, Київ)

ДРУКОВАНІ ПІНОПОДІБНІ КОНСТРУКЦІЇ SPHERENES І ПОРІВНЯННЯ ЇХ З ЛИВАРНИМИ МОДЕЛЯМИ З ПІНОПОЛІСТИРОЛУ

E-mail: doro55v@gmail.com

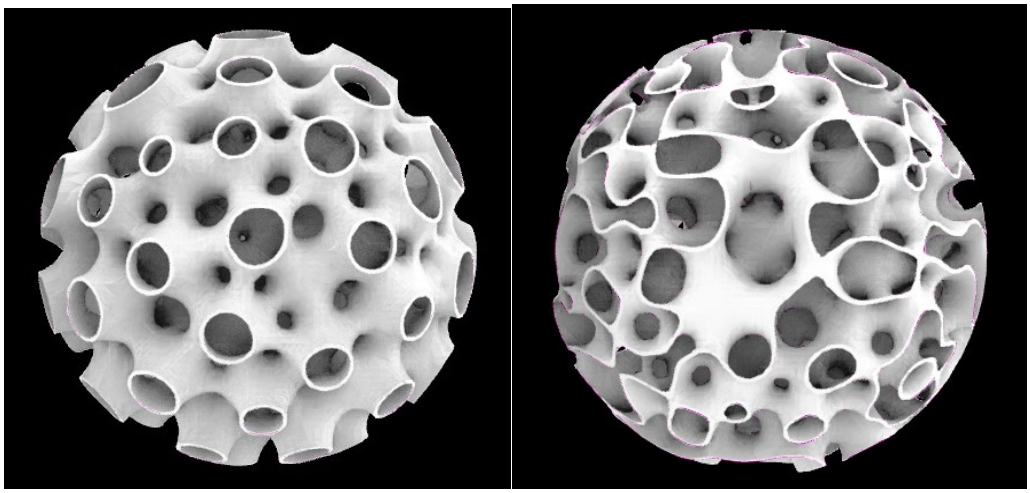
Компанія Spherene Inc. (Швейцарія, https://spherene.ch) представила в Інтернеті публічну бета-версію програми sphereneRHINO для 3D-моделювання подібних до піни легковагих структур, названих нею «сферени» (spherenes) [1]. Нас зацікавила методика конструювання цих структур для з'ясування, як її можна застосувати для лиття за моделями, що газифікуються (ЛГМ), при друкуванні полімерних ливарних моделей на заміну традиційним з пінополістиролу (ППС). Чи можна друкувати такий матеріал пористої структури, низької маси та достатньої міцності (і з нього моделі для формування їх в піску), що потребує мало енерговитрат на його випаровування, має низьку газотвірність і достатню екологічну безпечність, чим відомі біорозкладні полімери чи біополімери?

Розглянемо основні операції в програмі sphereneRHINO при 3D-моделюванні конструкцій [1]. Спочатку дизайнер визначає простір (конверт), де буде згенерована сференова структура. Налаштовує такі параметри, як щільність, товщина стінки та нахил поверхні, відповідно до заданих потреб. Вибирає геометрію тієї складності, що відповідає унікальним завданням дизайну. Контролює, як сфери взаємодіють з іншими поверхнями, «зростають» на них або створюють часткові чи замкнуті оболонки. В цьому сенсі щільність твердого пористого матеріалу є синонімом його об'ємної ваги, що вказується у відсотках від об'єму оболонки; для цього рекомендовано використовувати значення шкали діафрагми фотоапарата, оскільки це забезпечує зручний спосіб запам'ятати значущі кроки щільності.

Програма sphereneRHINO створює сферени, які засновані на ADMS (геометрії мінімальної поверхні адаптивної щільності), новому класі мінімальних поверхонь. Серед особливостей сференів є те, що вони можуть бути локально видрукувані різної заданої щільності та товщини в різних місцях, зберігаючи

властивості мінімальної поверхні (з нульовою середньою кривизною), не мають замкнутих просторів, адаптуються до навколишньої геометрії та придатні до 3D-друку виробів без підтримок. Висока жорсткість з малою масою матеріалу зменшують споживання енергії та вуглецевого сліду.

Дизайнером встановлюється щільність в діапазоні від 2 до 22. На рис. 1 показано приклади згенерованих структур зі щільністю 5,6 і поверхнями типу «вулкан» (а) та «павутина» (б). При моделюванні об’єкту в певних геометричних межах вибираються показники, що показано ра рис. 2.



а б

Рис. 1. Структури з поверхнями типу «вулкан» (а) і «павутина» (б) [1]

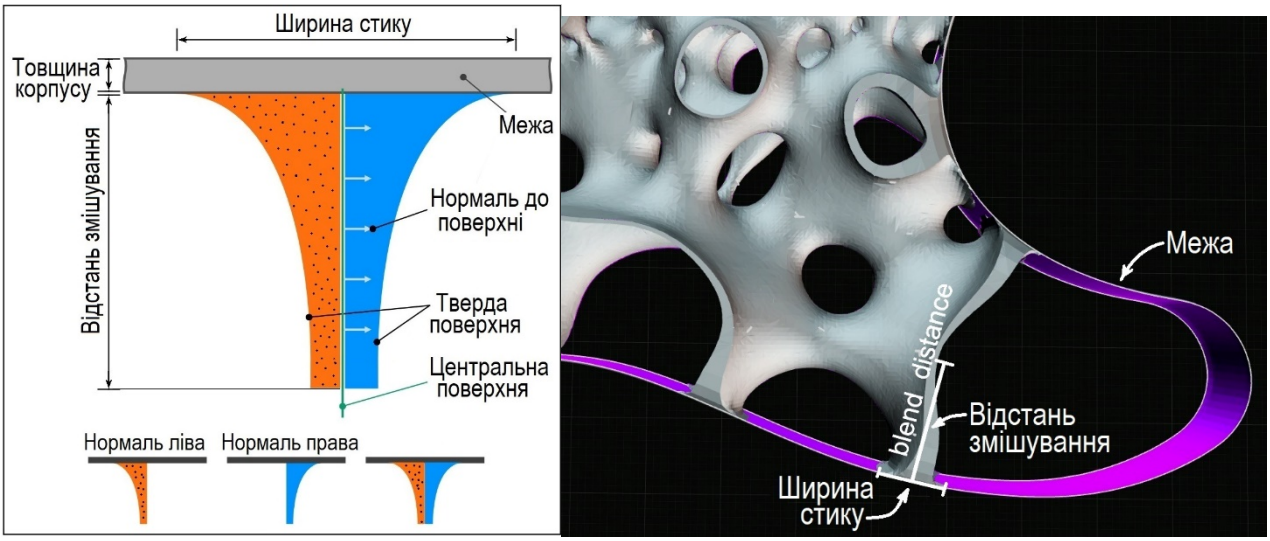


Рис. 2. Показники, які вибираються при 3D-моделюванні [1]

Якщо поле товщини стінок не задане, то реферативна товщина відповідно до щільності (Density Reference Thickness, DRT) виробу визначає однакову товщину всіх стінок. Якщо поле щільності задано лише одним значенням – точкою, то відсоток щільності всього друкованого виробу відповідає значенню в цій точці. Чим нижчий DRT, тим складнішою стає поверхня і збільшується час обчислення. Більше точок (значень) поля щільності буде інтерпольовано між розташуваннями точок (рис. 3), а, коли визначають новий проект, за замовчуванням встановлюється точка щільності зі значенням 5,6, що призводить до постійного поля щільності 5,6. Також дизайнер встановлює товщину стінки в точці (рис. 4).

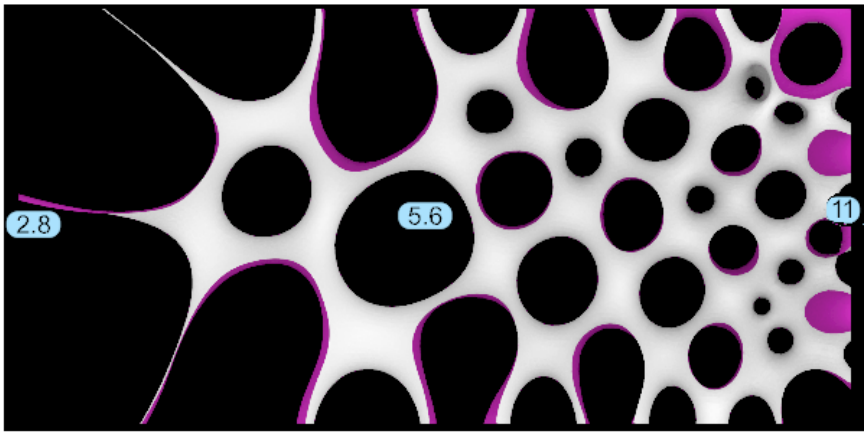


Рис. 3. Структура при трьох різних точках щільності 2,8 – 5,6 – 11 [1]

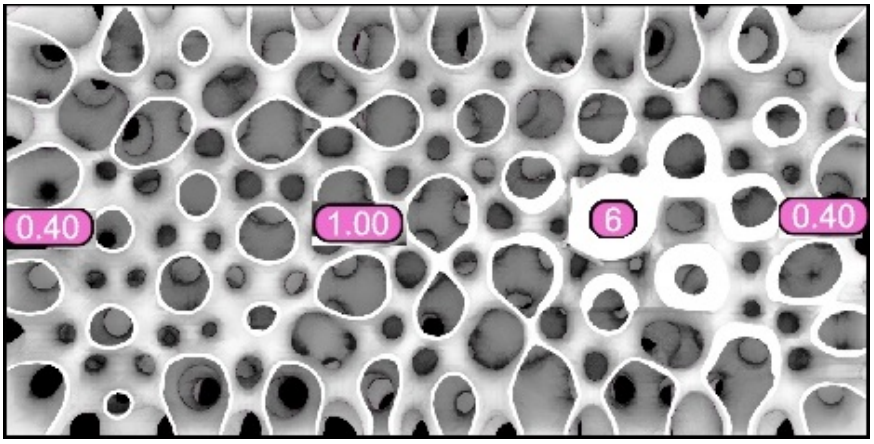


Рис. 4. Структура при чотирьох точках товщини 0,40 - 1,00 - 6 – 0,40 [1]

Можливе додавання порожнини заданого радіусу у вказаній точці (рис. 5).

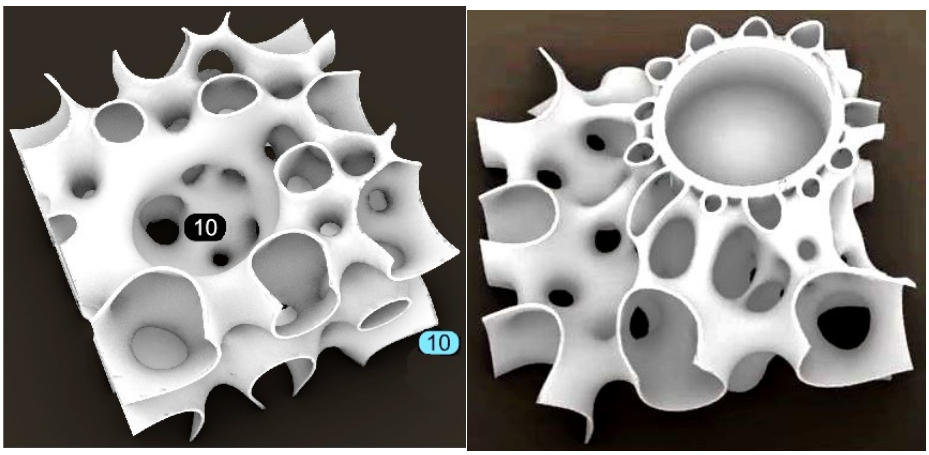


Рис. 5. Структура з додання порожнини в місці точки з заданим радіусом та з місцем для встановлення циліндра [1]

Також показано приклад структури зі зміною товщини і зміщенням поверхні (рис. 6).

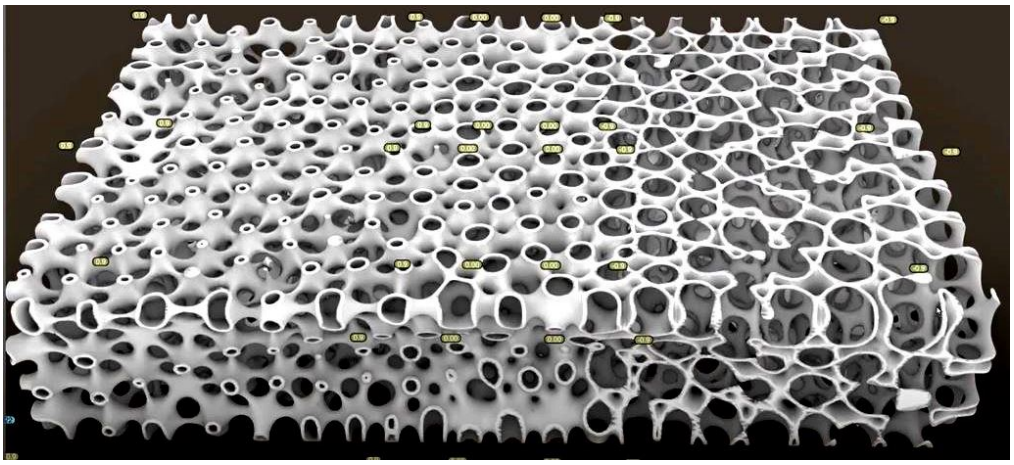


Рис. 6. Структура зі зміною товщини і зміщенням поверхні [1]

Приклади результатів друкування показано на рис. 7.

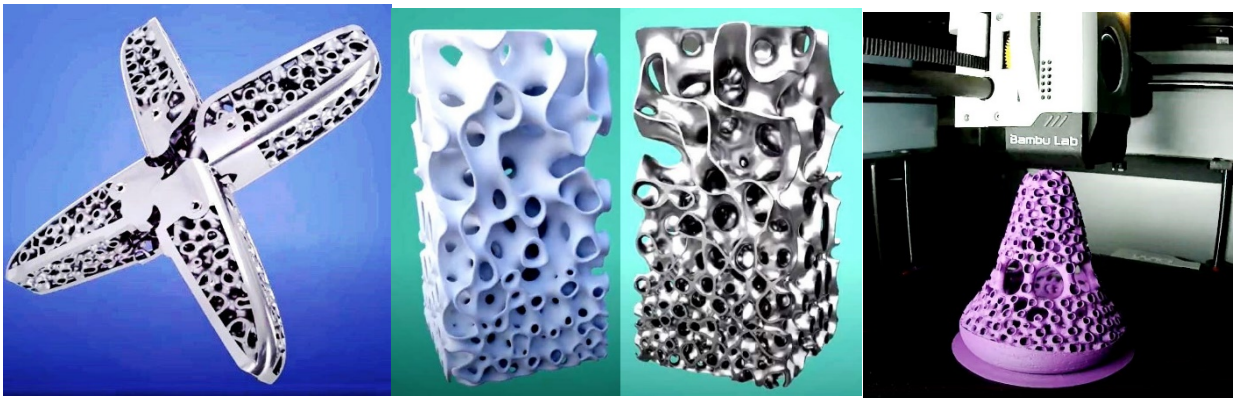


Рис. 7. Друковані вироби зі сференами з полімерів і металу [1]

На останньому (праворуч) фото (рис. 7) показано приклад друкування методом FDM прикраси з орнаментом на принтері Bambu Lab з пластика PLA крізь насадку з діаметром 0,6 мм і товщиною шару 0,12 мм (з сайту https://spherene.ch). Друк без підтримок, без заповнення, з висотою суцільного краю 15 мм. Друкування з полілактиду PLA є популярним варіантом і найбільш недорогим за вартістю методом (пошарового наплавлення FDM) виготовлення деталей на 3D-принтерах. PLA є біорозкладним та відносно недорогим матеріалом, що легко друкується і має досить хороші механічні властивості для друку моделей. Температура кипіння PLA 227 °C і густина – 1240 кг/м^3.

Температура кипіння полістиролу з хімічною формулою $(C_8H_8)_n$ та густиною 1050 кг/м^3 залежить від його молекулярної маси та інших факторів і може бути у діапазоні 240-270 °C, при температурі вище 239 °C він переходить у в'язкотекучий рідкий стан, а при температурі 300 °C починається незворотна деполімеризація полістиролу [2].

Порівняння характеристик двох останніх полімерів показало незначні відмінності стосовно їх використання для виготовлення піномоделей для ЛГМ. Розглянутий метод моделювання за програмою [1] дозволяє друкування сференових структур з регульованими щільністю, товщиною стінок і геометрією друкованих пор, обмежених (чи без неї) гладкою поверхнею корпусу, що є важливим для підвищення міцності, зменшення ваги виробу чи створення вентканалів для виходу газу. Дизайнер спочатку визначає модель у САПР, яка потім слугує обчислювальною оболонкою, у якій генеруються сферичні геометрії за методом мінімальних поверхонь, а сучасні системи друку дозволяють навіть у цілодобовому режимі виготовлення таких піноконструкцій.

Література:

1. SphereneRHINO Public Beta Documentation. 11.10.2023. URL: https://spherene.ch/documentation/sphereneRHINO/.

2. Шуляк В. С. Литьё по газифицируемым моделям. Санкт-Петербург: Профессионал, 2007. – 405 с.

Доценко Ю.В., Селівьорстов В.Ю.
(УДУНТ, м. Дніпро)

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, Al_5SiFe 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, які 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 вкраплень фаз з ковалентним типом міжатомних зв'язків – введення в розплав домішок, атоми яких, розчиняючись у кристалі, що зростає, послаблюють ковалентну складову зв'язку між його атомами, і тим самим зменшують орієнтувальну дію кристала на рідку фазу, що стикається з ним.

Якщо щодо зміни форми вкраплень 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 табл. 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 кокілю 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 %.

Дубницький М.А.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)

ВИЛИВКИ ІЗ СПЛАВІВ КОЛЬОРОВИХ МЕТАЛІВ

E-mail: dubnytskyi.mykola@lll.kpi.ua

Виливки із сплавів кольорових металів характеризуються високою питомою міцністю та низкою унікальних фізико-механічних і хімічних властивостей. Кольорові метали поділяють на важкі (густиною 7 140 до 8 900 кг/м^3 – цинк, олово, мідь, нікель та ін.) і легкі (густиною до 4 540 кг/м^3 – алюміній, магній, титан та ін.). Умовно виливки із сплавів кольорових металів поділяють за типом сплаву: алюмінієві, магнієві, мідні, нікелеві, легкоплавкі, тугоплавкі, сплави благородних металів [1].

Для виготовлення фасонних виливків з алюмінію ($t_{пл}$ = 660 °С, ρ = 2700 кг/м^3) використовують сплави, які поділяють на п'ять груп: на основі системи Al-Si-Mg, Al-Si-Cu, Al-Cu, Al-Mg, Al – інші компоненти (ДСТУ 2839 94) [1].

У разі плавлення на повітрі алюмінієві сплави окислюються і на їх поверхні утворюється оксидна плівка. Тому дзеркало металу захищають спеціальними флюсами. Перед заливанням сплави, як правило, рафінують (очищують) від звислих неметалевих вкраплень і розчиненого водню, модифікують для подрібнення макрозерен, що підвищує однорідність механічних властивостей в різних завтовшки стінках виливка. Сплави заливають у кокіль, під тиском, у піщані, оболонкові форми [1].

Для виготовлення фасонних виливків використовують три групи сплавів на основі магнію ($t_{пл}$ = 649 °С, $t_{кип}$ = 1103 °С, ρ = 1740 кг/м^3): сплави магнію з алюмінієм і цинком, сплави магнію з цинком і цирконієм, сплави магнію з РЗМ. Виливки з цих сплавів широко застосовують у виробництві автомобілів, авіаційної техніки, космічних апаратів [1].

Під час плавлення магнієвих сплавів, через легку окиснюваність, на їх поверхні утворюється пухка плівка оксиду, що не оберігає метал від подальшого окиснення. За незначного перегрівання магнієві сплави легко спалахують, тому плавлять їх під флюсами або в середовищі захисних газів. Сплави фільтрують для видалення неметалевих вкраплень і модифікують. Для досягнення заданих експлуатаційних властивостей заливати магнієві сплави доцільно в кокіль [1].

Для виготовлення виливків із мідних сплавів використовують олов'яні і безолов'яні бронзи, латуні [1]. Мідь – це метал червоного кольору з густиною 8940 кг/м^3. Температура плавлення $t_{пл}$ = 1083 °С [2].

Латунями називаються сплави міді, в яких головним легувальним елементом є цинк. За хімічним складом латуні ділять на подвійні (Cu-Zn) і багатокомпонентні, які містять, крім цинку, інші легувальні елементи (алюміній, свинець, олово, кремній та ін.) [2].

Бронзами називають сплави міді з такими елементами як Sn, Al, Pb, Be, Mn та ін., виключаючи цинк та нікель. Назва бронзи визначається основним легувальним компонентом у складі сплаву. Наприклад, сплав міді з оловом називають олов'янистою бронзою, міді з алюмінієм – алюмінієвою бронзою [2].

Під час плавлення латуні і бронзи обов'язково потрібно застосовувати спеціальні захисні флюси, які запобігають проникненню водню й очищують розплавлений метал від шкідливих домішок. Для розкислення мідних сплавів використовують лігатури. Наприклад, фосфориста мідь забезпечує не тільки розкислення, але і збільшує рідкотекучість олов'янистої бронзи [1].

Цинк – легкоплавкий метал ($t_{пл}$ = 419,5 °С), доволі поширений у природі, в литому стані його густина становить ρ = 7140 кг/м^3. Цинк має сріблясто-білий, трохи синюватий колір, на повітрі окислюється і вкривається захисною плівкою. Низька температура кипіння цинку ($t_{пл}$ = 907 °С) обмежує допустимі температури перегрівання сплавів. Незважаючи на це, цинкові сплави мають добру рідкотекучість, їх широко використовують за лиття під тиском. Виливки з цинкових сплавів корозійно стійкі [1].

Титан ($t_{пл}$ = 1668 °С, ρ = 4500 кг/м^3) і сплави на його основі – найважливіші матеріали в авіаційній і космічній промисловості. Такі сплави плавлять у вакуумних печах через здатність титану відновлювати всі відомі оксиди. Основний спосіб лиття – відцентровий у графітові форми [1].

Нікель ($t_{пл}$ = 1453 °С , ρ = 8900 кг/м^3) належить до дорогих і дефіцитних металів. Сплави на основі нікелю є основою сучасних жароміцних і корозійностійких матеріалів, вживаних в космічній, авіаційній техніці, хімічній промисловості. Виливки з нікелевих сплавів немагнітні, їх одержують в основному литтям за моделями, що витоплюють. Плавку таких сплавів проводять у вакуумних печах [1].

Кобальт ($t_{пл}$ = 1492 °С, ρ = 8900 кг/м^3) є основою для виробництва прецизійних сплавів, зокрема жароміцних, магнітних і ін. Підвищенню міцності таких сплавів сприяє дисперсійне твердіння. Рекомендовані способи лиття – в керамічні форми, за моделями, що витоплюють, в кокіль [1].

Виливки із золота і його сплавів застосовують, як правило, в ювелірному виробництві, електронній промисловості. Золото – благородний метал, стійкий в атмосфері, морській воді, не взаємодіє з кислотами (крім «царської горілки» – суміші соляної й азотної кислот). Температура плавлення $t_{пл}$ = 1063 °С, та густина ρ = 19320 кг/м^3. Чисте золото дуже м'яке, не зносостійке. Рекомендований спосіб лиття – за моделями, що витоплюють [1].

Виливки із срібла та його сплавів використовують для виготовлення ювелірних виробів, в електронній промисловості. Срібло – другий після золота шляхетний метал ($t_{пл}$ = 963 °С, ρ = 10500 кг/м^3). Чисте полірване срібло практично не змінює свій колір на повітрі, але проте під дією сірководню з часом вкривається темним нальотом сульфіду срібла. Основні способи лиття: за моделями, що витоплюють, у кокіль [1].

Виливки з платини ($t_{пл}$ = 1768 °С, ρ = 21450 кг/м^3) застосовують для виготовлення ювелірних виробів, мають біло-сіре забарвлення, добре поліруються. Оскільки платина в чистому вигляді дуже м'яка, то її легують міддю, іридієм, паладієм, родієм та ін. [1].

Література:

1. Хричиков В.Е., Меняйло О.В. Ливарне виробництво чорних і кольорових металів: Навч. посібник. – Видання друге, доопрацьоване. – Дніпропетровськ: НМетАУ, 2015. – 89с.

2. Металознавство: методичні вказівки до виконання лабораторних робіт для студентів інженерно-фізичного факультету/ Уклад.: О.І. Дудка, К.М. Гриненко, С.М. Чернега, В.М. Писаренко. – К.: НТУУ «КПІ», 2013. – 72 с.

Дубницький М.А.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)

ВИРОБНИЦТВО ПРОДУКЦІЇ ЧОРНОЇ МЕТАЛУРГІЇ

E-mail: dubnytskyi.mykola@lll.kpi.ua

Метали і сплави поділяють на дві групи: чорні – залізо, марганець, хром і сплави на їх основі, і кольорові – вся решта металів [1].

Чавун – найпоширеніший матеріал для виготовлення виливків, обсяг його виробництва складає ~70 % від загальної кількості виливків. Чавун – це багатокомпонентний сплав заліза з вуглецем (> 2,14 % С) та іншими елементами, що характеризується евтектичним перетворенням. На характер кристалізації чавуну, форму, розміри і розташування фаз, що утворюються, впливає багато чинників: хімічний склад сплаву, мікродомішки, швидкість охолодження та інші. Наприклад, зміна швидкості твердіння в стінках виливків різної товщини викликає утворення різних мікроструктур в одному й тому ж виливку [1].

Структуру чавуну можна змінювати, впливаючи на рідкий розплав перегріванням, модифікуванням, рафінуванням, термічним обробленням [1].

Залежно від ступеню графітизації, за виглядом зламу чавун поділяють на сірий, білий і половинчастий (вибілений); за формою вкраплень графіту – на чавун з пластинчастим, кулястим (високоміцний чавун), вермикулярним, пластівчастим (ковкий чавун) графітом; за структурою металевої основи – на перлітний, феритний, перліто-феритний, аустенітний, бейнітний, мартенситний; за призначенням – на конструкційний та зі спеціальними властивостями [1].

Ливарні сталі так само, як і чавуни, є багатокомпонентними залізовуглецевими сплавами, вміст вуглецю в яких обмежується 2,14 %. Проте в більшій частині промислових марок концентрація вуглецю складає десяті і соті долі відсотка [1].

Сталеві виливки мають найбільш високі показники міцності, пластичності і в'язкості в порівнянні зі всіма матеріалами, вживаними в машинобудуванні [1].

Шляхом раціонального легування, модифікування і термічного оброблення досягаються оптимальні фізико-механічні властивості [1].

Сталеві виливки виробляють усіма відомими способами лиття.

Розглянемо виробництво продукції чорної металургії у 2023 році.

Виплавка чавуну у липні зросла на 10,7 % порівняно з червнем – до 538 тис. т. (рис. 1).



Рис. 1. Гістограма виробництва чавуну за 7 місяців 2023 р. [2]

Металургійні підприємства України за підсумками липня наростили виплавку сталі на 37,5 %, порівняно з попереднім місяцем – до 601 тис. т, повідомило об'єднання «Укрметалургпром» (рис. 2). Виробництво прокату становило 525 тис. т, що на 33,6 % більше у порівнянні з червнем (рис. 3) [2].

За підсумками січня – липня, порівняно з аналогічним періодом минулого року, українські металурги показали такі результати [2]:

– виробництво чавуну – зниження на 29,9 %, до 3,37 млн т;

– виплавка сталі – зниження на 28,8 %, до 3,43 млн т;

– випуск прокату – зниження на 31,5 %, до 2,9 млн т.



Рис. 2. Гістограма виробництва сталі за 7 місяців 2023 р. [2]



Рис. 3. Гістограма виробництва прокату за 7 місяців 2023 р. [2]

Позитивний результат галузі у липні багато в чому сформовано покращенням виробничих показників комбінату «Запоріжсталь». За підсумками липня він збільшив випуск прокату на 48,7 % порівняно з попереднім місяцем – до 196,1 тис. т, виробництво чавуну – на 31,6 %, до 262 тис. т, виплавку сталі – на 51 %, до 240,7 тис. т. Зростання показників пов'язане з розконсервацією однієї доменної печі та налагодженням режиму роботи на трьох інших [2].

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. Галузь чорної металургії у 2023 році. Режим доступу: https://thepage.ua/ua/economy/galuz-chornoyi-metalurgiyi-u-2023-roci

Дубницький М.А.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)

СУЧАСНІ ТЕХНОЛОГІЇ ТА ІНОВАЦІЇ В МЕТАЛУРГІЇ

E-mail: dubnytskyi.mykola@lll.kpi.ua

Інновації спонукають нас розширювати погляди та досліджувати нові виробничі та технічні можливості. Поєднуючи передові технології з досвідом, люди можуть покращити всі чинні промислові та наукові галузі [1].

Вдосконалення технологій обробки, сучасні матеріали, робототехніка, синтетична біологія та інформаційні технології демонструють, що майбутнє металургійної промисловості буде значно відрізнятися від поточних процесів [1].

Металургія не відстає від інших галузей у контексті слідування світовим тенденціям. Сьогодні її пріоритет – екологічне виробництво сталі [1].

Важливою тенденцією в металургії на сьогоднішні є перехід від рядових марок сталі до високоміцних (термомеханічно зміцнених, загартованих, двофазних, зміцнюваних при сушінні покриття та ін.) [2].

Такі сталі надають інженерам-конструкторам різноманітні переваги, та можуть бути використані для вирішення складних або унікальних інженерних питань [1].

Особливо це помітно в автомобілебудуванні, де постійно зростають норми безпеки та економії палива, а тому змушують виробників розробляти більш легкі, екологічні та надійні машини [2].

Наприклад, вони незамінні в автомобільному секторі, де виробники прагнуть випускати легкі, екологічно чисті та більш економічні транспортні засоби. А от відмінні характеристики мартенситно-старіючої сталі зробили її надважливою у військовій промисловості для виготовлення стволів зброї, літакових катапульт та корпусів ракетних двигунів [1].

Звичайні високоміцні (HSS) та прогресивні високоміцні (AHSS) сталі протягом останніх десяти років все більшою мірою замінюють м'які аналоги в кузовах автомобілів. Типовий сучасний автомобіль містить близько 30 % HSS та 30 % AHSS з подальшою тенденцією до зниження частки «м'яких» низьковуглецевих низьколегованих сталей. Розвиток сталевого прокату для автомобілебудування здійснюється під егідою Міжнародного інституту чавуну і сталі та інших профільних асоціацій [2].

Використання високоміцних сталей вимагає впровадження сучасного обладнання як на нових, так і на вдосконалених виробничих потужностях, при цьому цифровізація стає важливою складовою всіх промислових процесів. Майбутнє виробництва сталі прагне розвитку за принципами сталості довкілля. Це, своєю чергою, призводить до появи матеріалів з новими, неймовірними якостями [1].

Вже не потрібно нікому доводити необхідність переходу на «зелене виробництво сталі», яке покликане зробити процес виробництва більш екологічним. У цьому ключі є кілька напрямків. Перший з них зараз вважається

найбільш перспективним – це відмова від вуглецю на користь водню. Вуглецевий відновник різними способами замінюється воднем [2].

Воднева металургія – це технологія, яка використовує водень замість вуглецю у якості відновника для мінімізації викидів CO_2, та сприятлива для довгострокової екологічності металургійної промисловості [1].

Засноване на водні рішення для прямого відновлення, яке дозволяє безпосередньо використовувати будь-які види залізної руди, може практично виключити вуглецевий слід у виробництві заліза. Викиди вуглекислого газу будуть близькими до нуля. Побічні продукти будуть перероблені, а процеси виконуватимуться з максимальною енергоефективністю [2]. Хоча за підрахунками воднева металургія почне окупатися не раніше 2030 року, це важливий процес для переходу до більш екологічного виробництва металів [1].

Активно розвивати цю технологію вже почали такі металургійні гіганти, як ArcelorMittal, voestAlpine, SSAB, Dillinger та низка інших виробників. Японський Nippon Steel заявляв про свої наміри до 2025 року відмовитися від технології використання вуглецю на користь водню. На даний момент такої промислової установки немає, а коли вона буде запущена, то деякий час буде працювати в малих масштабах. Проте, ці розробки обнадіюють [2].

Шведська компанія HYBRIT, проекти H_2FUTURE від компанії Voestalpine (Австрія) та SALCOS від компанії Salzgitter AG (Німеччина), є прикладами впровадження технології водневої металургії [1].

Зростаючий науковий та промисловий інтерес до розвитку технологій, які дозволяють виробляти залізо прямого відновлення, є результатом світової потреби мінімізувати споживання енергії та екологічні проблеми [1].

Пряме відновлення заліза створюється шляхом видалення кисню із залізної руди в твердому вигляді. Ця методика охоплює широкий спектр процесів, в яких використовуються різноманітні реактори та відновники. Пряме відновлення заліза може мінімізувати викиди CO_2 за рахунок використання природного газу замість вугілля [1].

Хоча ефективність цієї методики не викликає сумнівів, вона, перш за все, потребує багато сировини з високою концентрацією заліза та низьким рівнем домішок [1].

Якщо говорити про сучасні сталеплавильні технології, ключовими є киснево-конвертерний та електросталеплавильний процеси. Мартенівський спосіб виплавки сталі в світовій металургії використовується все менше. І це в більшій мірі пов'язане знову ж із «зеленою екологією». Як відомо, мартенівська плавка триває 9 годин, а конвертерна та електросталеплавильна – 50 хвилин. Так, конвертер і електропіч вимагають додаткового обладнання, в той час як в мартені, варто відзначити, можна зробити все в одному місці, але тим не менш – мартенівське виробництво є більш витратними з точки зору енергоресурсів й екології. Для нього використовується природний газ, в результаті чого в атмосферу йдуть серйозні викиди. Вже сьогодні близько 70 % сталі виплавляється в конвертерах, 29 % виплавляється в електропечах і зовсім небагато – в мартенівських печах [2].

Говорячи про виплавку металу, варто відзначити, що все більшого поширення набувають суміщені процеси виплавки та прокатки [2].

В одному цеху встановлюється плавильний агрегат – конвертер або електропіч, відбувається безперервне розливання на МБЛЗ (машині безперервного лиття заготовок), з якої тільки-но застиглі гарячі сляби, блюми або заготовки надходять відразу ж до прокатки. Ці агрегати називаються ливарно-прокатними модулями або ливарно-прокатними агрегатами [2].

Сьогодні у всьому світі більшість нових технологічних ліній намагаються будувати в тому чи іншому модульному вигляді. Це дозволяє економити площі, скорочує логістичні витрати і час виконання замовлення [2].

Особливістю такої технології є наявність дуже високої культури виробництва та висококваліфікованого персоналу. В іншому випадку ризик отримання браку кінцевої продукції є високим (тут не вийде «перехопити» брак на якомусь певному етапі виробництва, а лише в фіналі). Всі агрегати повинні працювати злагоджено, і

персонал повинен бути максимально компетентним, щоб мінімізувати ризики отримання браку в готовій продукції [2].

Наразі існують такі модулі, які поєднують не тільки плавлення, розливання і гарячу прокатку, але ще й на додачу – холодну прокатку рулонів або довгомірного прокату, витягування дроту та ін. Тобто на виході з цеху отримуємо не тільки гарячекатаний прокат, а й продукцію більш високих переділів [2].

Окремим напрямом суміщеного виробництва при виготовленні рулонів є так звана валкова прокатка, при якій сталь зі сталеплавильного агрегату розливається не на машині безперервного лиття, а через невеликий кристалізатор на спеціальні водоохолоджувані валки, і застигає безпосередньо на них. Потім сталь змикається в смугу та йде в гарячу прокатку. Такі технології більш розвинені в кольоровій металургії, особливо в алюмінієвому виробництві смуги та рулонів [2].

У чорній металургії найпопулярніший агрегат даного типу знаходиться в США, на заводі компанії Nucor, і дозволяє отримувати унікальні структури, які неможливо отримати будь-якими альтернативними способами. Переважно така продукція використовується в автомобільній і аерокосмічній галузі [2].

Діджиталізація – ще один важливий напрямок в сучасній металургії. Вона повністю автоматизує всі установки і передбачає використання роботів у небезпечних робочих зонах, що значною мірою підвищить безпеку на робочому місці. Системи моніторингу стану (CMS) та доповнена реальність (AR), серед іншого, полегшать технічне обслуговування. Процеси будуть оптимізовані за допомогою штучного інтелекту. Дефекти кінцевих продуктів стануть незначними.

Література:

1. Інновації в обробці металів є ключовим елементом металургії. Режим доступу: https://patriot-nrg.com/uk/content/suchasni-tehnologiyi-ta-innovaciyi-v-metalurgiyi (дата звернення 28.01.2024.)

2. Сучасні технології та способи виробництва сталі. Режим доступу: https://metinvestholding.com/ua/media/article/sovremennie-tehnologii-v-metallurgii-i-mirovie-tendencii (дата звернення 28.01.2024).

Дубницький М.А., Лютий Р.В.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)

ОСОБЛИВОСТІ СУЧАСНИХ ПРОЦЕСІВ ЛИТТЯ В КОКІЛЬ

E-mail: dubnytskyi.mykola@lll.kpi.ua

Лиття в кокіль – це процес отримання виливків шляхом вільного заливання металу в металеві форми (кокілі). Матеріалом для кокілів служить, як правило, сірий чавун, рідше сталь [1].

Існують ручні, механізовані кокілі та автоматичні кокільні машини. У ручних та механізованих кокілях виготовляють [2]:

– сталеві виливки простої конфігурації із стінками товщиною не менше 6 мм та масою від кількох кілограмів до 15 т;

– виливки простої конфігурації із сірого чавуну з вибіленою поверхнею, щільною структурою, підвищеною герметичністю;

– виливки із сірого чавуну без особливих вимог до структури;

– виливки з високоміцного чавуну з товщиною стінок не менше 8 мм;

– прості та середньої складності виливки з алюмінієвих сплавів масою до 100 кг та товщиною стінок не менше 4 мм;

– прості та середньої складності виливки з магнієвих сплавів масою до 50 кг та товщиною стінок не менше 5 мм;

– виливки з латуні з товщиною стінок не менше 4 мм та максимальними розмірами 600×700 мм.

Щодо можливостей механізації та автоматизації, процеси кокільного лиття є досить придатними до цього і технологічно гнучкими. Сучасні кокільні машини дають змогу виробництва виливків із чавуну та сталі масою до 300 кг, із кольорових сплавів – до 30 кг. Виробництво виливків масою до 10 кг майже повністю автоматизоване: використовують автоматизовані лінії та комплекси.

Технологічні можливості виготовлення виливків у кокілях залежать від особливостей конструкції кокілю та ливарних властивостей сплавів, що використовуються. Зі збільшенням товщини стінок та розмірів виливків зростають

проблеми їх виробництва, але порівняно з литтям в разові піщані форми кокільне литво має ряд важливих технологічних переваг [2]:

– підвищення розмірної точності та зменшення шорсткості поверхонь виливка, що знижує припуски на механічне оброблення або взагалі виключає його;

– дрібнозерниста структура виливків, яка забезпечує кращі механічні властивості, а також гідрощільність;

– покращення умов праці та підвищення продуктивності;

– зменшення відсотка браку виливків;

– створення сприятливих умов для комплексної механізації та автоматизації виробництва виливків;

– відсутність або мінімальна кількість формувальних матеріалів.

Проблеми виробництва виливків у металевих формах пов’язані з наступними недоліками [2]:

– обмеженість за геометричною складністю та масою виливків;

– вимоги щодо серійності (обов’язково серійне або масове виробництво);

– тривалість підготовки виробництва та складнощі зміни параметрів процесу;

– висока швидкість охолодження виливків, що не дає змогу отримувати тонкостінне литво; неоднорідність структури чавуну (поверхневий відбіл);

– трудомісткість та вартість виготовлення оснащення.

Конструкція кокілю має забезпечувати [2]:

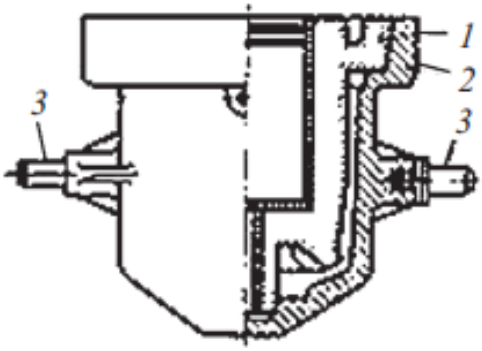
– отримання виливків із заданими розмірами та високою якістю поверхні;

– швидке та повне видалення газів із робочої порожнини кокілю через вентиляційні канали, рухомі з’єднання, роз’єми, випори, надливи;

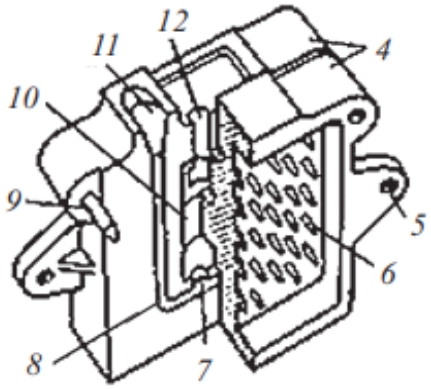
– зручну заміну частин і деталей, які вийшли з ладу;

– високу стійкість та максимальну кількість заливань (в сучасних умовах близько 500 000 заливань для алюмінієвих сплавів і 10 000 для чавуну або сталі).

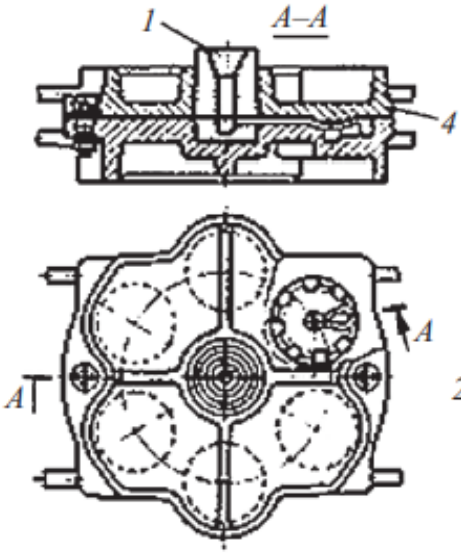
Виходячи з цих наведених вимог, на сьогодні розвиток кокільного литва призвів до розроблення різних конструктивних різновидів кокілів, наведених на рис. 1.



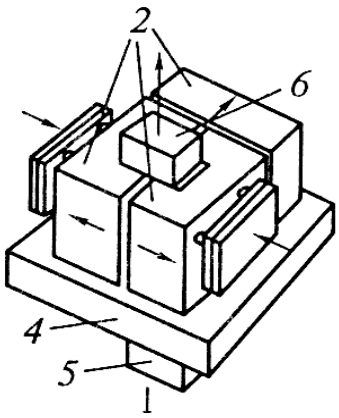
а



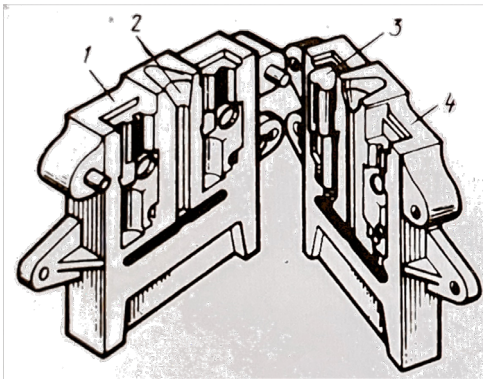
б



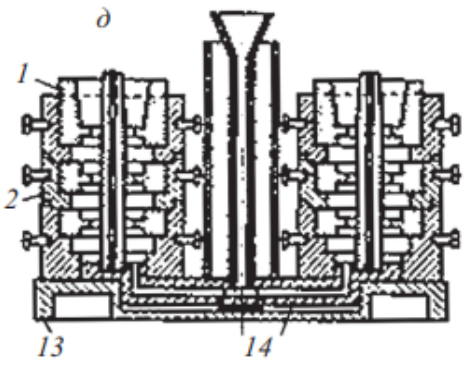
в



г



д



е

Рис. 1. Конструктивні типии кокілів: а – нероз’ємний (витряхний), б – з вертикальним роз’ємом, в – з горизонтальним роз’ємом, г – з кобмінованим роз’ємом, д – з книжковим роз’ємом, е – стопковий

Література:

1. Хричиков В.Е., Меняйло О.В. Ливарне виробництво чорних і кольорових металів: Навч. посібник. – Видання друге, доопрацьоване. – Дніпро: НМетАУ, 2015. – 89 с.

2. Основы технологии литейного производства. Плавка, заливка металла, кокильное литье: Учеб. пособие / Г. Б. Некрасов, И. Б. Одарченко. – Минск: Вышэйшая школа, 2013. – 223 с.

Дубницький М.А.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)

ВИКОРИСТАННЯ АЛЮМІНІЮ

E-mail: dubnytskyi.mykola@lll.kpi.ua

Алюміній став широко доступний тільки в 20 столітті, більшою мірою завдяки авіаційній промисловості. Якщо зробити опитування людей про те, які речі з алюмінію вони знають, ми можемо побачити розгубленість. Адже багато хто з нас не надає потрібного значення тому, що ми тримаємо в руках або бачимо щодня навколо себе. При цьому, сьогодні все ще є досить актуальним збирати і здавати на вторинну переробку алюмінієвий брухт.

Алюміній і його сплави дуже поширені як технічний метал. Деякі види використання алюмінію можуть бути не очевидні відразу.

Алюміній неймовірно популярний, тому що він легкий, міцний, стійкий до корозії, довговічний, пластичний, піддатливий.

Крім того, алюміній придатний для переробки на 100 % без втрати своїх природних властивостей. Для переробки брухту алюмінію потрібно лише 5 % енергії, ніж для виробництва нового алюмінію.

Аерокосмічна промисловість любить алюміній за легкість ваги, оскільки її зниження має вирішальне значення для літаків і космічних апаратів. З цієї ж причини широко використовують алюміній і в автомобільному виробництві. Він

допоміг знизити вагу легкових і вантажних автомобілів і, таким чином, дещо поліпшити ефективність використання палива.

Фактично, алюміній використовувався ще до винаходу літаків в рамках дирижаблів Zeppelin (рис. 1). Сучасні літаки використовують алюмінієві сплави всюди, від фюзеляжу до приладів кабіни. Навіть космічні кораблі, такі як космічні човники, містять у своїх частинах від 50 до 90 % алюмінієвих сплавів [1].



Рис. 1. Дирижабль «Граф Цеппелін» [2]

Автомобільна промисловість все ще значною мірою залежить від сталі. Незважаючи на це, прагнення підвищити ефективність використання палива і скоротити викиди CO_2 призвело до набагато ширшого використання алюмінію у виробництві автомобілів. Алюміній робить Teslas і Fords більш легкими і більш енергоефективними. Експерти прогнозують, що до 2025 року середній вміст алюмінію в автомобілі збільшиться на 60 %.

Високошвидкісні залізничні системи, такі як Shinkansen в Японії і Maglev в Шанхаї, також використовують алюміній. Метал дає змогу конструкторам знизити масу потягів, знижуючи опір тертя.

Тож, поки алюміній забезпечує невелику вагу деталей автомобільного виробництва, ми можемо пересуватися на великі відстані, підніматися в небо, перепливати моря і океани.

Будівництво і будівельна індустрія – не виняток для використання алюмінію.

Протягом майже ста років алюмінієві сплави застосовуються в будівництві будинків і офісних будівель. Найбільш відомим є Емпайр Стейт Білдінг (рис. 2). Він був одним із перших сучасних споруд, які в значній мірі були виготовлені з алюмінію, в тому числі його культовий шпиль [1].



Рис. 2. Емпайр Стейт Білдінг [3]

На даний час алюміній визнано одним з найбільш енергоефективних і стійких будівельних матеріалів, доступних на ринку. Ми використовуємо віконні рами, фасадні панелі, покрівельні матеріали та віконниці.

Алюміній має високу корозійну стійкість. Анодований алюміній має високу сприйнятливість до полірування і неймовірно довгий термін служби. Для будівельної галузі це важливий фактор, оскільки витрати на тривале технічне обслуговування будуть набагато нижче, ніж у порівняних матеріалів. Також алюміній не схильний до атмосферних впливів і може дуже добре протистояти як вологому, так сухому клімату, а також не стає крихким при низьких температурах.

Сьогодні ми можемо втілити практично будь-яке дизайнерське рішення за допомогою цього матеріалу.

У споживчих товарах причиною частого використання алюмінію є легкість та зовнішній вигляд. В результаті алюміній використовують для виготовлення

телефонів, захисного скла, ноутбуків, спортивного і туристичного спорядження, пателень та каструль.

Каструля або пательня з алюмінію поглинає всього 7 % тепла, а решту віддає їжі. Ці алюмінієві вироби добре проводять тепло, не токсичні, стійкі до іржі і легко чистяться.

Використання алюмінію у виробництві гаджетів дає змогу добитися від виробу легкої ваги, ергономічного та привабливого дизайну. Apple в своїх iPhone і MacBook використовує переважно деталі з алюмінію. Також віддають перевагу алюмінію для виготовлення своїх виробів й інші високотехнологічні бренди електроніки, такі як виробник аудіотехніки Bang & Olufsen.

Команда дослідників з Токійського університету і Японського інституту синхротронного випромінювання створила скло, просочене оксидом алюмінію, яке вони називають аеродинамічною левітацією (рис. 3). В результаті вийшло скло, яке не розбивається при падінні або при ударі іншим предметом. Саме такого плану захисне скло використовують сьогодні в різних областях, від автомобільних вікон до смартфонів і планшетів [1].



Рис. 3. Захисне скло [1]

Література:

1. 5 речей з алюмінію, без яких ми не можемо уявити своє життя – VTORMA UA. Режим доступу: https://vtorma.ua/ua/alyuminiyevi-virobi-v-povsyakdennomu-zhitti-lyudini/ (дата звернення 29.01.2024).

2. LZ 127 «Граф Цеппелін» – Вікіпедія. Режим доступу: https://uk.wikipedia.org/wiki/LZ_127_%C2%AB%D0%93%D1%80%D0%B0%D1%84_%D0%A6%D0%B5%D0%BF%D0%B5%D0%BB%D1%96%D0%BD%C2%BB (дата звернення 29.01.2024).

3. Цікаві факти про Емпайр Стейт Білдінг – Про цікаве. Режим доступу: https://pro-cikave.com.ua/empajr-stejt-bilding/ (дата звернення 29.01.2024).

Дьяченко Ю.Г., Федоров М.М.
(ДДМА, м. Краматорськ – Тернопіль)

ВПЛИВ ТЕРМОЦИКЛІЧНОЇ ОБРОБКИ НА ОСОБЛИВОСТІ СТРУКТУРИ НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ ПІСЛЯ ДИФУЗІЙНОЇ МЕТАЛІЗАЦІЇ

Email: dyachenko.yurij.1978@gmail.com; nikolay.fyodorov@gmail.com

Відомо, що вироби, піддані дифузійному насиченню алюмінієм (алітування), працюють в умовах постійних нагрівів і охолоджень. Через це, для них дуже важливою особливістю є стійкість проти тріщин, які можуть призвести до руйнування поверхневих шарів і зменшення, внаслідок цього, терміну експлуатації алітованих виробів.

Схильність алітованих зразків до тріщиноутворення вивчали після термоциклічної обробки, кожен цикл якої складався з нагрівання до 950 °С, витримки при цій температурі протягом 5 годин і подальшого охолодження разом з піччю.

Циклічній обробці піддавали зразки зі низьковуглецевої сталі, які попередньо алітували при температурі 950 °С протягом від 1 до 5 годин. Алітування проводили в порошковій суміші, що містить: 49 % Al + 49 % Al_2O_3 + 2 % NH_4Cl в металевих контейнерах.

Спочатку в піч завантажували 25 алітованих зразків (по 5 зразків на кожну годину при алітуванні) і піддавали їх циклічній обробці. Після кожних двох циклів обробки вивантажували по 5 зразків (по одному для кожного випадку витримки при алітуванні) і досліджували їх мікроструктуру і мікротвердість.

Мікроструктуру зразків вивчали за допомогою металографічного мікроскопу МИМ-8М і виявленню мікроструктур з використанням хімічного травлення в 4 % розчині азотної кислоти HNO_3 в спирті та теплового травлення. Для вимірювання мікротвердості фаз використовували прилад ПМТ-3 з використанням навантаження на індентор в 1 Н.

Результати досліджень показують, що:

– дворазове нагрівання після алітування сприяє вирівнюванню товщини алітованого шару;

– розширюється бірюзова зона на межі алітованого шару і основного металу, що свідчить про дифузію алюмінію вглиб основного металу і відтиснення вуглецю, який і дає бірюзове забарвлення при тепловому травленні;

– в результаті різниці коефіцієнтів теплового розширення твердих розчинів, між ними виникає межа розділу у вигляді термічної тріщини;

– при збільшенні витримки при алітуванні, твердий розчин, розташований в контакті з алюмінідом, стає більш крихким, про що свідчать численні тріщини на межі з алюмінідом, які спочатку утворюються в алюмініді і поширюються в твердий розчин, що примикає до нього.

– структура поверхневого шару після алітування низьковуглецевої сталі багатошарова і складається з алюмініду Fe_2Al_5, твердого розчину на базі хімічної сполуки $FeAl_2$, твердого розчину на базі хімічної сполуки FeAl, евтектоїдної зони α-твердого розчину Al в Fe, що утворився при нагріванні до температури 727 °С.

Як випливає з аналізу мікроструктури поверхневих шарів, внаслідок термоциклічної обробки збільшується ширина зон FeAl і $FeAl_2$, причому тим в більшій мірі, чим триваліше витримка при алітуванні. Це можна пояснити збільшенням дифузії алюмінію по ширині FeAl + $FeAl_2$ як під час алітування, так і в період термоциклування. З'ясовано, що збільшується зона FeAl. Це безумовно є

позитивним явищем, оскільки саме в цій зоні не поширюються тріщини, що виключає можливість руйнування виробів під час експлуатації. Тріщини в зоні Fe_2Al_5 і $FeAl_2$ не викликають зниження окалиностійкості виробів, оскільки повітря, яке проникає в такі тріщини, вступить у взаємодію з шаром FeAl, в якому відсутні тріщини і який знаходиться на поверхні основного металу. Створена від взаємодії з киснем плівка Al_2O_3 на поверхні шару FeAl надійно захистить основний метал від газової корозії.

У процесі витримки при алітуванні найбільш інтенсивно утворюється шар твердого розчину на базі хімічної сполуки Fe_2Al_5, потім шар твердого розчину на базі хімічної сполуки $FeAl_2$ і твердий розчин на базі хімічної сполуки FeAl. Збільшується так само шар евтектоїду, а шар твердого розчину Al в Fe, що утворюється при нагріванні до A_{C1} після витримки 4 і 5 годин – зникає.

Багаторазове нагрівання і охолодження алітованої сталі сприяє розширенню зон твердих розчинів і евтектоїду та викликає охрупчування твердих розчинів на базі хімічних сполук Fe_2Al_5 і $FeAl_2$.

Утворення евтектоїду між алітованим шаром і основним металом уповільнює дифузію алюмінію вглиб, що повинно забезпечувати підвищення жаростійкості металу.

Характер зміни мікротвердості по глибині шару дозволяє більш чітко позначити межі існування фаз. Вертикальні лінії характеризують межі перебудови фаз, а похилі, відповідно, гомогенність фаз по глибині. Різке зменшення мікротвердості при переході від твердого розчину на базі FeAl, який має кубічну кристалічну ґратку, до твердого розчину на базі $FeAl_2$, який має моноклінну кристалічну ґратку, може бути ознакою зменшення напружень внаслідок перебудови кристалічних ґраток.

Поява при багаторазовому нагріванні тріщин між шарами твердих розчинів з різними кристалічними ґратками пов'язана з їх відмінністю в коефіцієнтах лінійного розширення і виникнення в результаті цього термічних напружень, які викликають тріщини і завдяки їм релаксуються.

Утворення локальних пор і тріщин в поверхневому шарі має сприяти зменшенню деформації виробів. Збільшення крихкості твердих розчинів на базі хімічної сполуки $FeAl_2$ або Fe_2Al_5 в міру збільшення циклів нагрівання і охолодження, повинно бути пов'язано з упорядкуванням в розташуванні атомів розчиненого елемента Al і наближенням основної маси твердих розчинів до відповідних хімічних сполук.

Заболотний М.А.[1], Асламова Л.І.[1], Гринько Д.О.[2], Колесніченко А.А.[2], Мартинчук В.Є.[2], Сезоненко А.Ю.[2], Писаревський Б.Ю.[2], Ромашкіна М.Ю.[2], Барабаш М.Ю.[2, 3, 4]

([1]Київський національний університет імені Тараса Шевченка; [2]ТЦ НАН України; [3]КПІ ім. Ігоря Сікорського; [4]ІГ НАН України, Київ)

ФОТОЧУТЛИВІ ПРОВІДНІ МАТЕРІАЛИ ДЛЯ СТВОРЕННЯ УПОРЯДКОВАНИХ НАНООБ'ЄКТІВ ЗА ДОПОМОГОЮ ТЕМПЛАТІВ

E-mail: mbarabash@nasu.kiev.ua

Метою роботи є дослідження властивостей аморфних молекулярних напівпровідників (АМН), які використовують у якості темплатів для створення упорядкованих нанооб'єктів. Світлочутливі АМН є карбазолмісткими середовищами для реєстрації оптичної інформації у реальному часі. Вони мають високу чутливість, просторову роздільну здатність, можуть працювати в автоматичному режимі без оператора. Актуальним є покращення характеристик АМН та режимів їх використання. При оптимізації складу АМН найважливішим є з'ясування механізмів термалізації носіїв, квантового виходу при фотозбудженні АМН, перебіг електрофізичних явищ. Для їх аналізу був використаний метод термостимульованої деполяризації. Він дозволяє вивчити кінетику електричного заряду, створеного при орієнтації постійних диполів або заряду, який захоплюється глибокими пастками у вигляді структурних дефектів, домішкових центрів, зарядів накопичених на межі різних фаз плівки.

Аморфні молекулярні напівпровідники (АМН) на основі сенсибілізованних фотопровідних полімерів мають фотопровідні властивості у видимому та близькому до інфрачервоного хвильових діапазонах [1]. Причиною цього є те, що молекули сенсибілізатора діють не лише як центри поглинання світла, але також як центри (або

їх складові) фотогенерації носіїв заряду. Ці властивості АМН дають можливість використовувати їх в розвитку мікроелектронних і інформаційних систем [1-4]. Відомі та широко застосовуються АМН на основі полі-*N*-вінілкарбазола (ПВК), полі-*N*-епоксипропілкарбазола (ПЕПК), поліантрацелінгліциділового ефіру (ПАГЕ), полі-N-гліциділкарбазола (ПГК), карбазолвмісного поліорганосилоксану (КСПО).

В якості сенсибілізаторів використовуються сполуки 2,4,7-тринітро (ТНФ), 2,4,5,7-тетранітро флюоренону (ТЕНФ), кислоти 2,4,7-тринітро-9-дицианометиленфлюорен-4-карбоксиліку (КТНФДЦМК), тетраціаноквінодиметану (ТЦНК); андециліка ефіру кислоти 2,7-динітро (АЕКДДМФК), фулерени C_{60} і C_{70}. Використання перерахованих АМН дозволяє синтезувати світлочутливі матеріали, область спектральної чутливості яких охоплює практично весь видимий діапазон.

Відомо [1, 2], що для цього типу АМН процес фотогенерації складається з декількох етапів, із яких можна виділити два головних. Перший триває близько 10^{-11}–10^{-12} с. Протягом цього етапу після поглинання кванта світла формується нейтральний екситоноподібний стан, який завдяки автоіонізації переходить в іон, тобто у «гарячу» пару носіїв заряду. Утворена «гаряча» пара втрачає надлишкову енергію завдяки непружній взаємодії із сусідніми атомами і протягом часу термалізації t_τ розділяється на довжину термалізації r_τ.

Процес термалізації можна вважати завершеним [3], коли надлишкова енергія нерівноважної пари носіїв заряду зменшується до такого значення ΔW, що взаємодія із оточенням стає пружною. Термалізація призводить до переходу рухомого носія заряду від фотогенеруючого центру до молекули карбазолу АМН, що у свою чергу призводить до формування пари електрон-дірка, яка перебуває в тепловій рівновазі із навколишнім середовищем.

Потім розпочинається другий етап. Протягом цього етапу дисоціація пари електрон-дірка відбувається в процесі дифузійно-дрейфового руху носіїв заряду. Цей етап може бути задовільно описано моделлю Онзагера [1,2,4], яка враховує можливість процесів тунелювання. Однак, модель Онзагера не придатна для опису першого етапу процесу генерації заряду в АМН, оскільки вона не може бути застосована для опису термодинамічно нерівноважних систем. Така багатоступеневість процесу фотогенерації носіїв електричного заряду в АМН створює значні труднощі при його

експериментальному дослідженні, оскільки виміряти можливо тільки результат реалізації всіх етапів (наприклад, квантовий вихід фотогенерації або люмінесценції). При теоретичному дослідженні можливо аналізувати кожний етап окремо.

Мета даної роботи – дослідження залежності довжини термалізації у карбазолмістких АМН від довжини хвилі збуджуючого світла і розробка та удосконалення адекватної моделі процесу термалізації носіїв заряду при створенні упорядкованих нанооб'єктів за допомогою темплатів.

Вільні носії електричного заряду в АМН утворюються після проходження ланцюга окремих елементарних процесів, кожний з яких впливає на закономірності процесу фотогенерації. Експериментально реєструється результат проходження всіх цих окремих елементарних процесів, кожний з яких визначається своїми параметрами (що обумовлюються характеристиками АМН) і тому по-різному залежать від експериментальних умов.

При вивченні процесу фотогенерації носіїв електричного заряду в АМН особливий інтерес представляє залежність квантового виходу фотогенерації від довжини хвилі збуджуючого світла. Це пояснюється тим, що ця залежність в основному задається термалізацією, а не всією сукупністю процесів, що визначають процес фотогенерації.

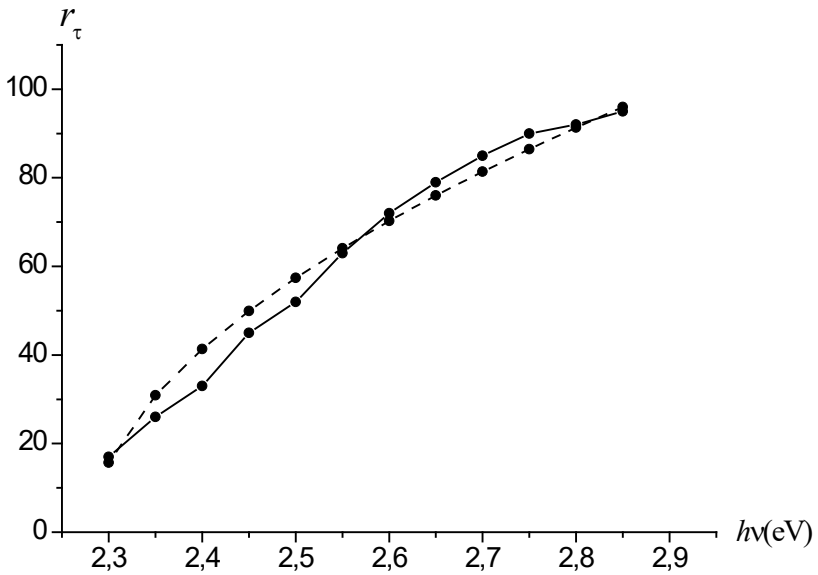


Рис. 1. Експериментальна [1] (суцільна) та теоретична (розривна) криві залежності довжини термалізації в пентацені від енергії кванту збудження

Залежність квантового виходу фотогенерації η в антрацені і пентацені, а також в карбазолмістких сполуках досліджувалась в роботах [1, 2, 4-6]. В них було показано, що квантовий вихід фотогенерації носіїв заряду зростає при збільшенні частоти поглинаючого світла. Із одержаних експериментальних даних по вивченню фотопроцесів в петацені і при використанні моделі Онзагера для опису механізму дисоціації електронно-діркової пари було зроблено висновок про зростання довжини термалізації носіїв заряду при збільшенні частоти збуджуючого світла. Такий висновок ілюструє рис. 1, на якому представлено експериментальну криву, одержану при використанні даних робіт [1, 5].

В роботі [1] показано, що в полімерних напівпровідниках в околі границі власного поглинання світла спектральна залежність квантового виходу фотогенерації носіїв заряду може бути описана наближеним співвідношенням:

$$\eta(\hbar\omega) \approx C(\hbar\omega - E_G^{ad})^n, n \approx \frac{2}{5}, \quad (1)$$

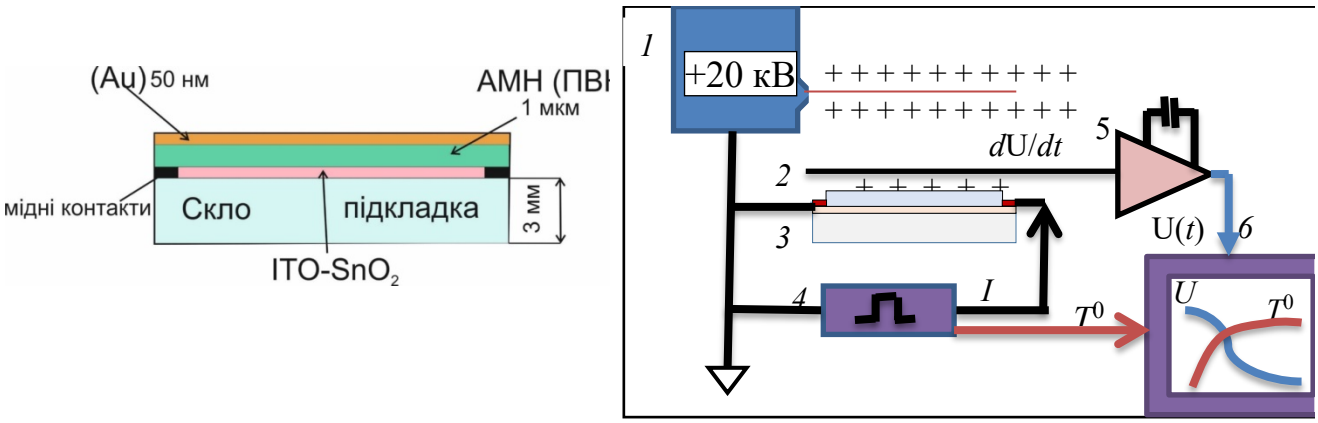
де величина C – деяка функція температури і напруженості електричного поля;

E_G^{ad} – ширина адіабатичної енергетичної щілини.

Відмітимо, що задовільної моделі, яка б обґрунтовувала представлення (1), не існує. Проведені додаткові дослідження залежності квантового виходу фотогенерації носіїв η(λ) для більш широкого кола АМН. В цих дослідженнях використовували зразки товщиною 1,4-1,5 мкм, одержані на скляній основі із електропровідним підшаром SnO_2 за допомогою поливу із толуольного розчину стандартним методом [7]. Методом термостимульованої деполяризації АМН була заряджена позитивними іонами поверхня зразка в коронному розряді [8, 9] (рис. 2).

Поверхневий потенціал вимірювали динамічним зондовим методом. Спектральну чутливість S_λ визначали по 20 %-му спаду потенціалу вільної поверхні АМН під дією випромінювання інтенсивністю 0,1 мВт/см^2. Виміри проводили після зарядки вільної поверхні АПН до потенціалу 190 В. Схему експериментального дослідження кінетики термостимульованої релаксації потенціалу поверхні темплату на основі аморфних молекулярних напівпровідників (АМН) наведено на рис 2, а, б.

На рис. 3 наведено результати експериментального дослідження термічної релаксації потенціалу поверхні АМН, на яку за допомогою позитивного коронного розряду (анод під високим потенціалом, ∅=30 мкм) у темряві був нанесений електричний заряд. Коронний розряд супроводжується фіолетовим світінням (короною).



а б

Рис. 2. Структура темплату та пристрій для формування заряду в об'ємі АМН методом термостимульованої деполяризації: а – структура темплата, б: 1 – коронатор (U_k = 20 кВ, час зарядки $t_з$ = 3 с, $d_{електроду}$ = 30 мкм), 2 – зонд для вимірювання потенціалу вільної поверхні АМН, 3 – структура темплата (знизу-вгору: підкладка зі скла, електропровідний шар (ІТО, R = 10 Ом/квадрат) з мідними контактами, шар АМН), 4 – блок вимірювання температури та нагрівання АМН імпульсом струму ($t_{імпульса} \leq$ 100 мс, у якості датчика температури АМН використовується опір шару ІТО), 5 – інтегратор на операційному підсилювачі (стала інтегрування t = 10 с), 6 – персональний комп'ютер з приладами ввід-вивід аналого-цифрових сигналів

У такій короні первинні електрони вивільняються на зовнішній границі іонізуючої зони в результаті фотоіонізації газу фотонами, що утворюються усередині корони.

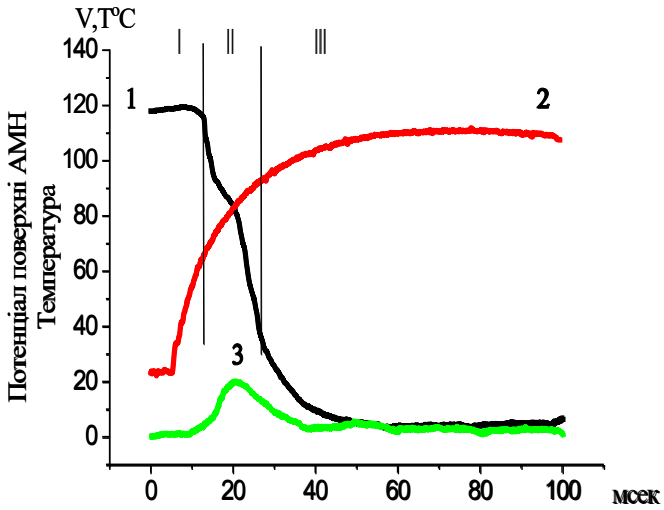


Рис. 3. Кінетика релаксації потенціалу поверхні АМН після зарядки шару АМН у коронному розряді 1 (рис. 2, коронатор): 1 – термічна релаксація потенціалу поверхні АМН, 2 – кінетика температури шару АМН, 3 – термічна релаксація поверхневого потенціалу поляризованого шару АМН

Прискорюючись у полі анода, ці електрони ударно збуджують атоми та іони газу і в актах ударної іонізації породжують електронні лавини. У зовнішній зоні розряду носіями струму є позитивні іони. Утворений ними позитивний просторовий заряд рухається у бік АМН, осідаючи на його поверхні. Напруженість поля поверхневого заряду досягала 120 В/мкм.

На початковому етапі нагріванні АМН (до температури 65 °С) видно невелике збільшення потенціалу поверхні. При температурі 65 °С ($T_{кр1}$) відбувається різкий спад потенціалу поверхні АМН, який закінчується при температурі Т = 92 °С ($T_{кр2}$). Шар АМН володіє поглинанням у видимому діапазоні спектра. Тому було проведено дослідження термічної релаксації потенціалу поверхні попередньо поляризованої плівки АМН. Для цього на поверхню плівки АМН в коронному розряді у темряві при температурі 20 °С наносили електричний заряд і нагрівали АМН до температури 65 °С протягом 20 мс (рис. 3, крива 2), плівка охолоджувалася до 20 °С, потім висвітлювали плівку АМН світлом 5 Вт/см^2 з довжиною хвилі 470 нм протягом 20 с. Під дією світла відбувалася релаксація стороннього заряду АМН. Потім плівку АМН нагрівали до температури T = 109 °С протягом 100 мс (рис. 3, крива 3).

Збільшення значення потенціалу поверхні АМН при її нагріванні (рис. 3, крива 3) свідчить про релаксацію негативного заряду, який утворився в об’ємі АМН у результаті дипольної поляризації АМН у процесі первинного нагрівання. Пік релаксації

потенціалу негативного заряду в об'ємі АМН відповідає температурі 82 °С. Наближена оцінка енергії активації центрів захоплення об'ємного заряду за формулою $W = AkT$ дає величину $W \sim 0{,}03$ еВ ($A = 1$).

Таким чином, термічна релаксація електричного потенціалу поверхні плівки АМН, на основі карбозолвмісних полімерів свідчить, що у діапазоні температур 65 °С відбувається зміна структури плівки протягом ~15 мс, у діапазоні температур 65 °С ($T_{кр1}$) < Т < 92 °С ($T_{кр2}$) протягом ~10 мс відбувається утворення негативного заряду на пастках в об'ємі АМН.

Пік релаксації потенціалу негативного заряду в об'ємі АМН відповідає температурі 82 °С. Створений темплат можна багаторазово використовувати при температурах ниже 65 °С, без ароматичних розчинників протягом декілька років, за умови зберігання у герметичному контейнері.

Електрофотографічним методом сформовано локалізований заряд у плівці нанокомпозиту [8, 9] при експозиції зразка голограмою за трипроменевою схемою. Реєстрація голограм на плівці нанокомпозиту включає три основні стадії. Зразок із плівкою нанокомпозиту розміщували поблизу аноду коронуючого пристрою в повітряній атмосфері. В результаті осадження іонів на поверхні плівки в темряві формували однорідно розподілений позитивний поверхневий заряд. Потенціал поверхні плівки при цьому становив 120 В.

Розподіл інтенсивності у експонуючому світловому полі формує топологію темплату. Формування найпростішого світлового поля у вигляді двовимірної ґратки здійснюють за допомогою двох інтерферуючих лазерних променів. Кут між променями визначає фазовий зсув і, отже, просторову частоту ґратки. Змінюючи кількість лазерних променів, їх взаємне розташування у просторі та додатково модулюючи амплітудними або фазовими транспарантами, можна створити світлове поле певного класу симетрії із наперед заданим розподілом інтенсивності. В наших експериментах для експозиції темплату використовували три лазерних промені, спрямованих на підкладку вздовж бічної поверхні правильного конуса із кутом при вершині 25°.

При експозиції світлом плівки нанокомпозиту в електричному полі плаского конденсатора, утвореного електропровідною підкладкою та поверхневим зарядом,

відбувається фотогенерація носіїв струму і виникає фотопровідність [8, 9]. Густина струму фотопровідності виявляється модульованою інтенсивністю світлового поля, яким експонують поверхню плівки. В результаті протікання фотострумів відповідно зменшується потенціал поверхні плівки. Після завершення експозиції на поверхні формується неоднорідний розподіл поверхневого заряду. Густина поверхневого заряду промодульована експонуючим світловим полем. Модульоване у просторі поле поверхневих зарядів здатне деформувати поверхню плівки при її розм'якшенні.

Час формування рельєфу поверхні складав $< 0{,}1$ с. Відтворюваність характеристик забезпечувалась автоматизацією процесу реєстрації голограми за допомогою керуючого модуля [8, 9, 10]. При протіканні фотострумів через плівку може відбуватися також захоплення носіїв заряду на глибокі пастки і формування об'ємного локалізованого заряду, промодульованого експонуючим світловим полем. Ймовірність захоплення носія визначається густиною та енергетичними характеристиками глибоких пасток, які в наших експериментах формувалися, очевидно, при осадженні нанокомпозиту співконденсацією у вакуумі. Отже в місцях опромінення плівки можливе формування не тільки рельєфу (рельєфного темплату), а й захопленого заряду (електретного темплату). Густина локалізованого електричного заряду виявляється модульованою пропорційно інтенсивності світлового поля у експонуючій голограмі і, отже, має ту саму топологію.

Розроблено керований світлом темплат, який складається із прозорої підкладки (d = 3 мм, 40×40 мм), аморфного молекулярного напівпровідника (АМН, d = 1 мкм) та металевої плівки золота ($d < 100$ нм). Визначені механізми його формування в електрофотографічному процесі. Показано, що рельєфна та польова топології темплату визначаються світловим полем та створенням в об'ємі АМН електричного заряду. При цьому гранична просторова здатність темплату визначається величиною об'ємного заряду АМН і становить приблизно 30 нм.

Література:

1. Е.Л. Александрова. Светочувствительные полимерные полупроводники // *Физика и техника полупроводников*, **38**(10). – С.1153-1194 (2004).

2. Курик М.В., Силиньш Э.А., Чапек В. Электронные состояния органических молекулярных кристаллов. Зинатне, Рига. – 329 с. (1988).

3. Yu. Barabash, V. Kharkyanen, M. Kulish, O. Dmitrenko, M. Zabolotny, E. Kobus**,** and N. Sokolov. Process of Thermalization of Charges Carriers in Organics Molecular Semiconductors // *Nanosystems, Nanomaterials, Nanotechnologies,* **5**(2).– P.641-648 (2007).

4. М.А.Заболотный, А.Г.Загородный, Н.П.Боролина. Влияние тунелирования на образование носителей заряда в полимерных полупроводниках под воздействием электронного поля // *Физика твердого тела*, **33**(8). – С. 2345-2349(1991).

5. Э.А.Силиньш, В.А.Колесников, И.Я.Музиканте, Д.Р.Балоде, А.К.Гайлис. О механизмах фотогенерации носителей заряда в органических молекулярных кристаллах // *Известия Академии Наук Латвийской ССР серия физических и технических наук*, (5). – С. 14-28 (1981).

6. E.L. Alexandrova. Spectral dependence quantum yield in complexes with carry a charge PVK– TNDZM // *Proc.conf. Silverlos and unusual photographic processes*, **1**(1). – C. 95-96 (1984).

7. Давиденко Н.А., Заболотный М.А., Ищенко А.А. Влияние электрического поля на фотопроводимость и спектры электронного поглощения центров фотогенерации аморфных молекулярных полупроводников // *Химия высоких энергий*, **38**(1). – С. 23 (2004).

8. М.А.Заболотний, Є.М.Бобошко, Д.О.Гринько, А.А.Колесніченко, Д.С.Леонов, Р.В.Литвин, А.Ю.Сезоненко, М.М. Петришин, Н.В. Мініцька, М.Ю.Барабаш. Моделювання електростатичного зображення в плівках фоточутливих аморфних молекулярних напівпровідників Наносистеми, наноматеріали, нанотехнології. 2023, т. 21, №3. – С. 477-493. https://doi.org/10.15407/nnn.21.03

9. Barabash M.Yu., Grynko D.O., Sperkach S.O., Khovavko O.I., Minitskyi A.V., Trosnikova I.Yu., Strativnov E.V., Filonenko D.S. Directed self-organization of nanostructures. – V. “Tvoru” publishing house. 2021. – 278 p.

10. M.A. Zabolotnyy, M.Yu. Barabash, Ye.M. Boboshko, D.O. Grynko, A.A. Kolesnichenko, R.V. Lytvyn, A.Yu. Sezonenko, T.V. Loskutova, L.I. Aslamova, N.V. Minitska. Photoconductive materials for ordered nanoobjects based on templates // Nanosystems, Nanomaterials, Nanotechnologies 2023, Vol. 21, №1. – P. 57-70.

Іванова Л.Х., Колотило Є.В., Білий О.П., Хрінік Є.В.
(УДУНТ, м. Дніпро)

ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ВИЛИВКІВ ДРОБИЛЬНОГО ОБЛАДНАННЯ

E-mail: baplitvo@gmail.com

Постановка проблеми та стан питання. При виробництві високомарганцевої сталі [1] доводиться вирішувати ряд моментів, які негативно впливають як на технологічні, ливарні, так і експлуатаційні властивості виливків: а) при експлуатації сталі 110Г13Л в умовах високих абразивних і низьких динамічних навантажень не встигає утворитися зміцнений поверхневий шар до швидкого виходу деталей із ладу; б) високий вміст фосфору, що вноситься в сталь із середньо- та високовуглецевим феромарганцем, і як наслідок – виділення фосфідної евтектики по межах зерен; в) виділення карбідів за межами зерен; г) високий вміст у металі газів та неметалевих вкраплень за високого вмісту закису марганцю в шлаку; д) схильність до зростання дендритів за високої температури заливання тощо.

Склад високомарганцевої сталі коливається у межах: вуглець від 1,0 % до 1,4 %; кремній від 0,4 % до 1,0 %; марганець від 10,0 % до 14,0 %; фосфор від 0,08 % до 0,12 %; сірка від 0,02 % до 0,04 %. Середній, найкращий склад сталі для фасонних виливків: 1,25 % C; 0,8 % Si; 12,5 % Mn; P < 0,10 %; S < 0,02 %. У цьому складі оптимальним є відношення Mn/C, що дорівнює 10. Високий вміст вуглецю в сталі одержується автоматично, при присадці звичайного доменного феромарганця, в якому відношення Mn/C дещо вище 10 (80 % Mn і 7% C). Вміст кремнію визначається як розкислювач і частково як заспокійлювач. Незважаючи на високий вміст марганцю в сталі, її необхідно розкислювати, маючи на увазі й відоме відновлення MnO. Встановлено, що при присадці кремнію від 0,6 % до 1,0 % замість звичайних 0,25...0,45% одержуються вищі властивості сталі через її очищення, спливання легкоплавких силікатів марганцю. Вміст фосфору зазвичай не вдається мати нижче за 0,08 % (іноді 0,06 %). Фосфор вводиться в сталь феромарганцем, який містить фосфору від 0,3 % до 0,4 %. Видалити фосфор у

процесі плавлення звичайними методами (залізисто-вапняними шлаками) не можна, оскільки одночасно окислюватиметься марганець. Невеликого зниження вмісту фосфору можна досягти введенням піролюзиту в шлак після добавки феромарганцю. Незважаючи на високий вміст вуглецю, фосфор до 0,12 % мало впливає на зниження пластичності сталі, оскільки він знаходиться у твердому розчині всередині аустенітного зерна. Тільки за вмісту $P > 0,12$ %, коли вільні складні фосфіди можуть бути вже у межах зернин, з'являється значна крихкість як за нормальних, так і за високих температур. Низький вміст сірки в 0,02 % часто одержується також автоматично, завдяки високому вмісту марганцю в сталі, тому при плавленні високомарганцевої сталі зазвичай не проводяться якісь спеціальні заходи щодо десульфурації сталі в печі під шлаками.

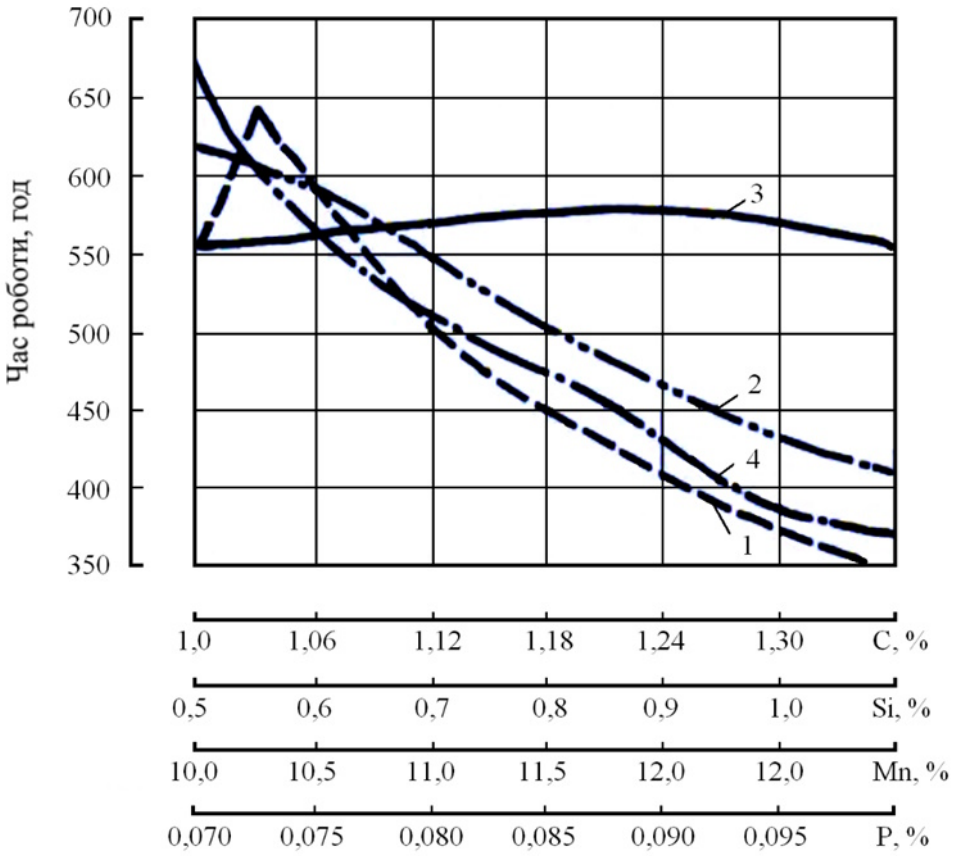
Залежно від умов роботи деталей із сталі 110Г13Л, до її хімічного складу та механічних властивостей, а також до способів виробництва пред'являються різні вимоги. Однак широкі межі концентрацій вуглецю і марганцю за інших рівних умов не гарантують сталості властивостей навіть для деталей того самого призначення.

Відомо, що модифікування та легування є одними з найважливіших засобів підвищення надійності та довговічності литих деталей. Під модифікуванням розуміється процес регулювання первинної кристалізації сталі, зміни ступеню дисперсності фаз, що кристалізуються, шляхом введення в розплав малих добавок окремих елементів або їх сполук. Вплив хімічного складу та деяких легувальних елементів досліджували автори [1]–[2].

Метою роботи було дослідження впливу основних хімічних елементів, що входять у високомарганцеву сталь, а також хрому на її механічні та експлуатаційні властивості.

Уточнення хімічного складу системи C-Mn-Si-P здійснювали за допомогою активного експерименту. При проведенні дослідів була реалізована напівреплiка від повного факторного експерименту 24. За результатами механічних та експлуатаційних випробувань досліджуваних варіантів сталі, було обчислено коефіцієнти рівнянь регресії та перевірено математичну модель на адекватність.

Аналіз абсолютних значень, довірчих інтервалів значущості та знаків коефіцієнтів рівнянь регресії показав, що з усіх елементів складу найбільший вплив на властивості сталі та стійкість дробильного обладнання (броні конусних дробарок) надавали вуглець та фосфор. За цього вплив фосфору на властивості сталі був у 5 разів сильніший, ніж вуглецю. Вуглець дещо підвищував міцність сталі, але різко знижував пластичність. Марганець, в досліджуваних межах, трохи підвищував міцність і пластичність. Підвищення вмісту кремнію знижувало зносостійкість виливків за допомогою зниження рівня механічних властивостей сталі. Отримані залежності підтверджені багаторічною практикою експлуатації виливків дробильного обладнання (рис.1).



1 – вуглець; 2 – кремній; 3 – марганець; 4 – фосфор

Рис. 1. Вплив основних хімічних елементів високомарганцевої сталі на стійкість бронів дробильного обладнання

З розрахунків випливає, що, знизивши вміст фосфору з 0,07...0,10 % до 0,02...0,05 %, можна підвищити пластичність, в'язкість і зносостійкість сталі на 40...50 %. Вплив фосфору може посилюватися або послаблюватися залежно від вмісту вуглецю в сталі. За високих концентрацій вуглецю фосфор більш небезпечний, ніж за низьких. Дослідження показали, що для важко навантажених виливків вміст вуглецю в сталі повинен обиратися залежно від вмісту фосфору: С = 1,27-2,7 Р.

З метою підвищення зносостійкості литих бронів конусних дробарок застосовували легування сталі хромом у кількості 0,5...1,2 %. За таких концентрацій хрому низькофосфориста сталь при оптимальному вмісті вуглецю (1,2...1,3 %) має досить високу в'язкість і зносостійкість. Підвищення зносостійкості сталі з хромом викликано появою в аустенітній матриці хромистих карбідів, що мають високу твердість і міцність. За термічного оброблення частина карбідів розчиняється та зміцнює високомарганцевий аустеніт. Карбіди, що залишилися, подрібнюються та при експлуатації сприяють зміцненню металу за рахунок створення навколо них заблокованих скупчень дислокацій. Міцність металу за цього підвищується, пластичність і в'язкість дещо знижуються, але залишаються на рівні, що перевищує характеристики звичайної високомарганцевої сталі і забезпечують нормальну експлуатацію бронів без поломок і підвищення зносостійкості в середньому на 15...20 %.

Висновок. У сталевих виливках дробильного обладнання вміст вуглецю пов’язаний з вмістом фосфору. Додаткове легування хромом високомарганцевої сталі сприяє підвищенню механічних властивостей і зносостійкості виливків.

Література:

1. Виробництво виливків із спеціальних сталей / О.П. Макаревич, Г.Є. Федоров, Є.О. Платонов.– К.: НТУУ «КПІ», 2005. – 712 с.

2. Зимокос Г.Н. Свойства высокомарганцевой стали в отливках броней конусных дробилок / Г.Н. Зимокос, Л.А. Адаменко, Л.Х. Иванова // Системні технології. Регіональний міжвузівський збірник наукових праць.– 2011.– №5. – С.168–172.

Іванченко Д.В.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)

МІКРОСТРУКТУРА СПЛАВУ ТИПУ АК8М3ч ІЗ ЦИРКОНІЄМ, ТИТАНОМ ТА БОРОМ ЗАМІСТЬ БЕРИЛІЮ

E-mail: cortdm77@gmail.com

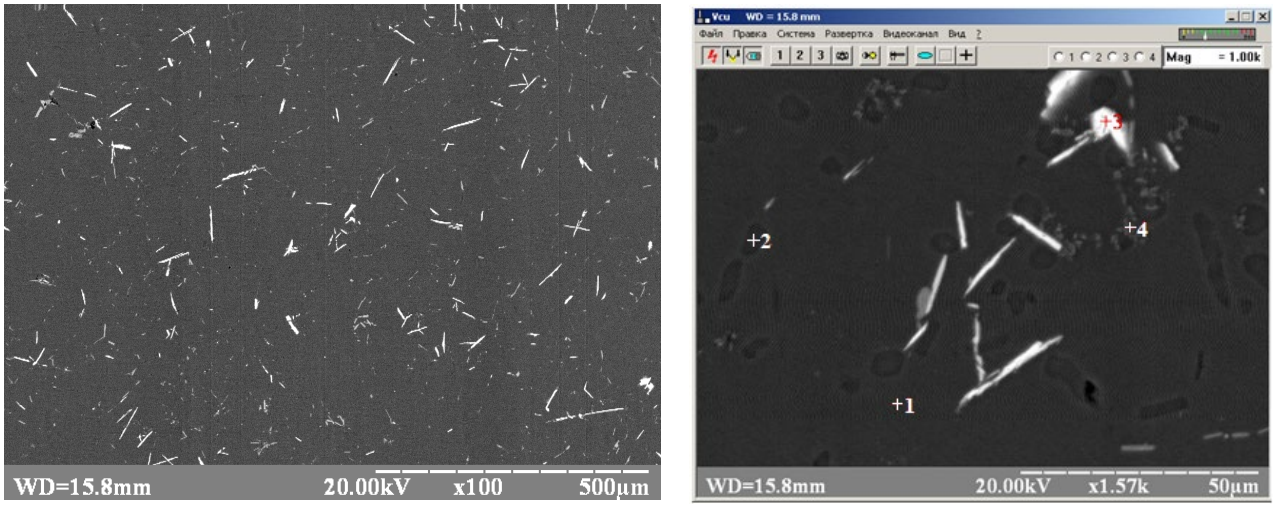
Ливарний алюмінієвий сплав АК8М3ч, серед інших компонентів, містить і берилій у кількості 0,05–0,25 %, що запобігає окисленню основи сплаву та інших елементів, які входять до його хімічного складу [1]. Берилій у алюмінієвий розплав вводиться у вигляді лігатури. Алюмінієво-берилієва лігатура містить 2–6 % берилію. Цю лігатуру готують у вакуумних індукційних високочастотних печах з використанням графітового тигля. Технологія отримання лігатури передбачає дотримання досить суворих санітарних норм та правил техніки безпеки, так як леткі сполуки берилію високотоксичні і справляють значну алергічну та канцерогенну дію на людський організм. Тому отримання сплаву АК8М3ч без використання берилію але із збереженням міцності як у литому так і у термообробленому стані, є важливим технологічним завданням.

У роботі досліджувався термооброблений за режимом Т5 сплав без берилію проте із цирконієм, титаном та бором[1] . Термообробка полягала у нагріванні дослідних зразків до температури 510 °С протягом 4 год з наступним гартуванням у воду, та старінні при температурі 160 °С протягом 10 годин.

Після термічної обробки мікроструктура литого сплаву являє собою розчин міді, кремнію та цинку в алюмінії. Відсутньою є сіткоподібна фаза Mg_2Si, яка була наявна в литому сплаві. Замість неї утворилася фаза, що містить майже 78 % Si у вигляді зерен округлої форми, зосереджених по межах зерен α-розчину. Цирконій представлено у вигляді сполуки з кремнієм, алюмінієм та титаном, яка у вигляді окремих пластин також зосереджується у α-розчині. Необхідно зазначити, що хоча силіциди цирконію і не утворилися в процесі отримання сплаву АК8М3ч (через особливості технологічного процесу, що застосовувався), проте подальша термічна обробка посприяла утворенню

[1] Мікроструктура сплаву досліджувалась на растровому (скануючому) електронному мікроскопі РЭМ-106И, тому вміст бору у структурних складових не наведено.

пластин, які за своїм хімічним складом наближаються до силіциду цирконію. Саме зміна кількості, форми та розмірів фаз, що вміщують кремній та цирконій дозволяють підвищити міцність сплаву з 253 МПа до 363 МПа після термічної обробки. Структура термообробленого сплаву представлена на рис 1.



а б

Рис. 1. Мікроструктура алюмінієво-кремнієвого ливарного сплаву типу АК8М3ч, зміцненого цирконієм у термообробленому за режимом Т5 стані: а – загальний вигляд мікроструктури сплаву при збільшенні ×100, б – структурні складові сплаву при збільшенні ×1570

Хімічний склад структурних складових ливарного алюмінієво-кремнієвого сплаву АК8М3ч, зміцненого цирконієм, у термообробленому стані, представлено у табл. 1 (точки 1 – 4).

Таблиця 1 – Хімічний склад алюмінієво-кремнієвого ливарного сплаву АК8М3ч після термічної обробки

Точка досліджень	Елементи, %								
	Al	Mg	Si	Ti	Fe	Mn	Cu	Zn	Zr
точка 1	94,4	-	0,51	0,17	-	-	3,52	1,29	0,1
точка 2	20,85	0,11	77,9	0,26	-	-	0,64	0,24	-
точка 3	7,2	-	29,95	17,78	-	-	0,56	0,5	43,98
точка 4	71,73	-	5,19	18,1	-	-	4,13	0,85	-

Загалом, механічні характеристики алюмінієвого ливарного сплаву типу АК8М3ч без берилію, але із цирконієм у його складі, відповідають такому ж сплаву з берилієм у його складі.

Література:

1. ДСТУ 2839-94 Сплави алюмінієві ливарні. Технічні умови. [Чинний від 1996-01-01]. Вид. офіц. Київ, 1995. 55 с. (Інформація та документація).

Калюжний П.Б., Бродовий О.В, Дорошенко В.С., Нейма О.В.
(ФТІМС НАН України, Київ)

3D-ГЕНЕРАЦІЯ ПОРИСТИХ СТРУКТУР ДЛЯ ДРУКУ ЛИВАРНИХ МОДЕЛЕЙ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ В ЛИВАРНІЙ ФОРМІ

E-mail: doro55v@gmail.com

Тривимірні періодичні мінімальні поверхні (МП), такі як гіроїд, стали звичайними елементами дизайну для 3D-друку. Однак, компанією Spherene Inc. (Швейцарія, https://spherene.ch) розроблено алгоритм, що створює адаптивні поверхні мінімальної щільності (Adaptive Density Minimal Surfaces, ADMS) в якості плагіну до програми заповнення тіла 3D-друкованих деталей, який можна використовувати для зменшення маси та керування властивостями матеріалу [1]. Матеріали з МП, яку компанія називає «spherenes», заснована на класі геометричних форм, якими є сфери, або, точніше, інверсні сфери. До речі, простий приклад МП – мильна плівка, яка затягує контури різної конфігурації та набуває форми, що відповідає мінімуму енергії поверхневого натягу, яка прямо пропорційна її площі.

Використанням МП для моделювання мінімальних енергетичних станів матеріалів у фізичних моделях досягають того, що структури Spherene Inc. рівномірно розподіляють напругу, мінімізуючи кількість використовуваного матеріалу. Приклади за методикою такого моделювання показано на рис. 1.

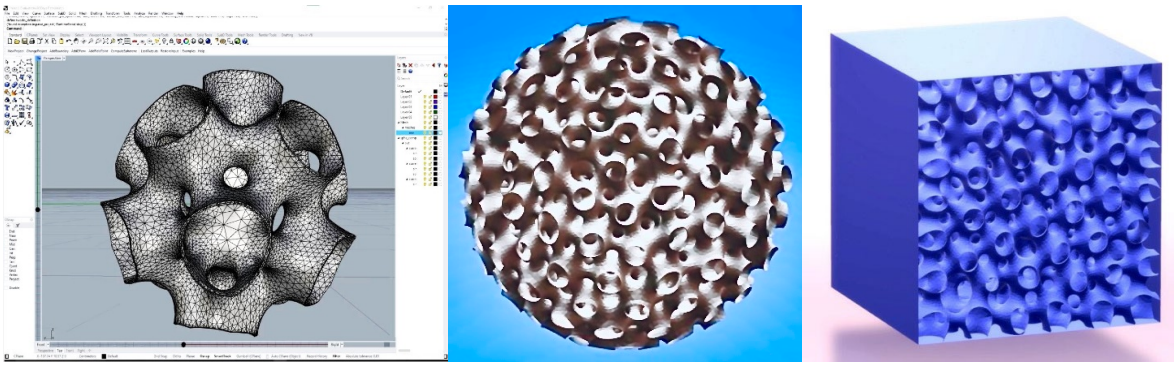


Рис. 1. Моделі структур spherenes, в тому числі в якості наповнювача для куба з гладкою поверхнею (створено в програмі з сайту https://spherene.ch)

Компанія Spherene Inc. алгоритм заповнення друкованих конструкцій за допомогою інверсних сфер зробила доступним через інтерфейс застосування API в програмі Rhino (Rhinoceros). На рис. 1 перше фото ліворуч та ряд інших фото нижче відтворено у вигляді скріншота з екрану, де автори статті виконали моделювання в програмі Rhinoceros 8. Алгоритм за допомогою хмарного API може заповнити проектний об’єм оболонками з поверхнею ADMS, геометрія якої повторює перевернуті сферичні поверхні для створення міцної та відкритої структури, або серцевини тіла чи стінок 3D фізичних об'єктів (рис. 2).



Рис. 2. Приклади друкованих полімерних і металевих виробів типу корала чи кістки, кронштейнів та декоративної фігурки (з сайту https://spherene.ch)

Сфери складають наче один безперервний оболонковий лабіринт як ідеальна форма для втримання і розподілення напружень всередині порожнього об’єму.

Засновник компанії, Крістіан Вальдвогель, після експериментів з моделями семикутників застосував заповнення простору МП з перевернутих сфер. Переваги матеріалу spherenes заявлено такі [1]:

1. Зменшення ваги. Замінює інший матеріал на заповнення заданої об’ємної ваги, зберігаючи міцність.

2. Можливість налаштування. Сфероподібну пористу «геометрію» можна поєднати з суцільними областями, щоб закрити певні об’єми, ввести отвори під гвинти чи створити внутрішні порожнини. Можна використовувати градієнти для зменшення маси матеріалу (рис. 3), зміщення центру ваги тощо.

3. Відповідність поверхні. Сферени за своєю природою повторюють форму обмежувальної геометрії.

4. Самопідтримний. У більшості процесів 3D-друку об’єкти зі сфероподібного матеріалу можна друкувати без опорних структур.

5. Економія матеріалів. Конструкції, наповнені такими структурами, потребують менше матеріалу для друку та можуть друкуватися швидше.

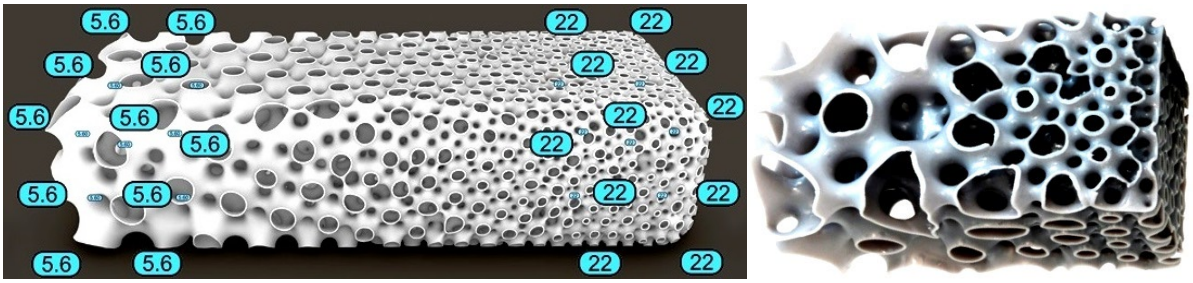


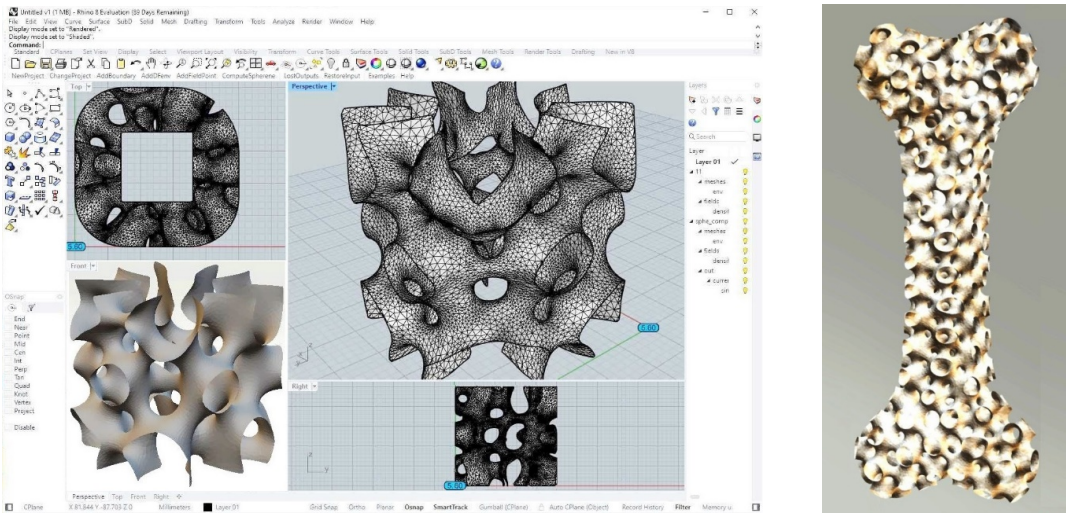
Рис. 3. Структури з градієнтом щільності (з сайту https://spherene.ch)

Використання Spherene API потребує, щоб користувач спочатку визначив модель у САПР, що слугує обчислювальною оболонкою, у якій генеруються оболонки сферичної геометрії. Залежно від вибору дизайнера, модель може бути заповнена сферою постійної щільності та фіксованої товщини, або може містити градієнти щільності та товщини, порожнини чи суцільні області. Спосіб, у який

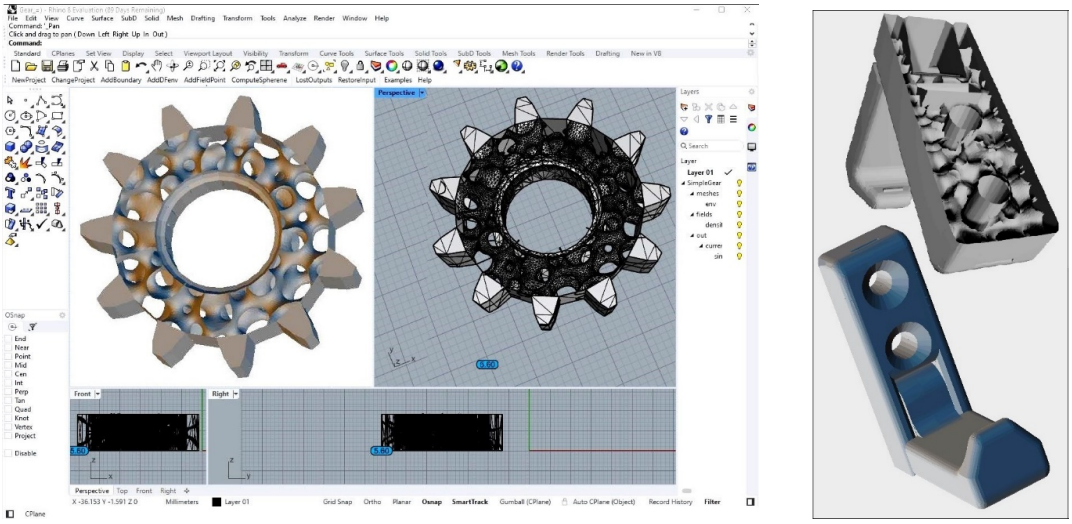
сферичні поверхні зустрічаються (стикуються) з конвертом (відомий як «умова конверта»), також можна контролювати. Незалежно від вхідних даних або геометричної складності оболонки, алгоритм Spherene Inc. генеруватиме ізотропну мінімальну поверхню, що складається з двох переплетених просторів [4]. Якщо цього не буде спеціально вказано, то алгоритм не створить повністю закриту форму для 3D-друку. API Spherene автоматично адаптує заповнення до вимог, встановлених користувачем, створюючи структури, схожі на корал або кістку в перерізі (рис. 2). Це означає, що користувачам не потрібно мати справу з особливостями загальної форми або маніпулювати такими параметрами, як розмір пор або товщина стінки, щоб отримати бажаний результат; замість цього вони отримають результат, виражений в термінах щільності заповнення та стану оболонки. Вищий відсоток щільності заповнення створює більше оболонкового матеріалу, який може бути використаний, наприклад, для збільшення жорсткості в певних областях, тоді як нижчу щільність може бути застосовано для забезпечення гнучкості або пружності. Алгоритм моделює матеріал автоматично.

Нерідко градієнти потрібні для створення жорсткіших окремих областей деталі. Так, можна надрукувати сталеву деталь з низькою щільністю до такої міри, що матеріал буде нагадувати алюміній, як за вагою, так і за міцністю. Економія часу та матеріалів впливає на собівартість деталі [1]. Як методика заповнення (порівняно з іншими системами, такими як TPMS і балкові решітки), ADMS від Spherene Inc. має ті переваги, що забезпечує ізотропну міцність по всьому об’єму деталі, а також сферо-похідні оболонки є самонесучими для виготовлення за допомогою більшості способів 3D-друку. За словами компанії, відповідність поверхні та контрольований стан оболонки також забезпечують бездоганну інтеграцію збірки з цими структурами [1]. Інструмент дизайну Spherene Inc. наразі загальнодоступній для тестування безкоштовно. Компанія має досвід моделювання таких галузях, як аерокосмічна промисловість, високоефективні технології, інструменти, взуття, медицина [1].

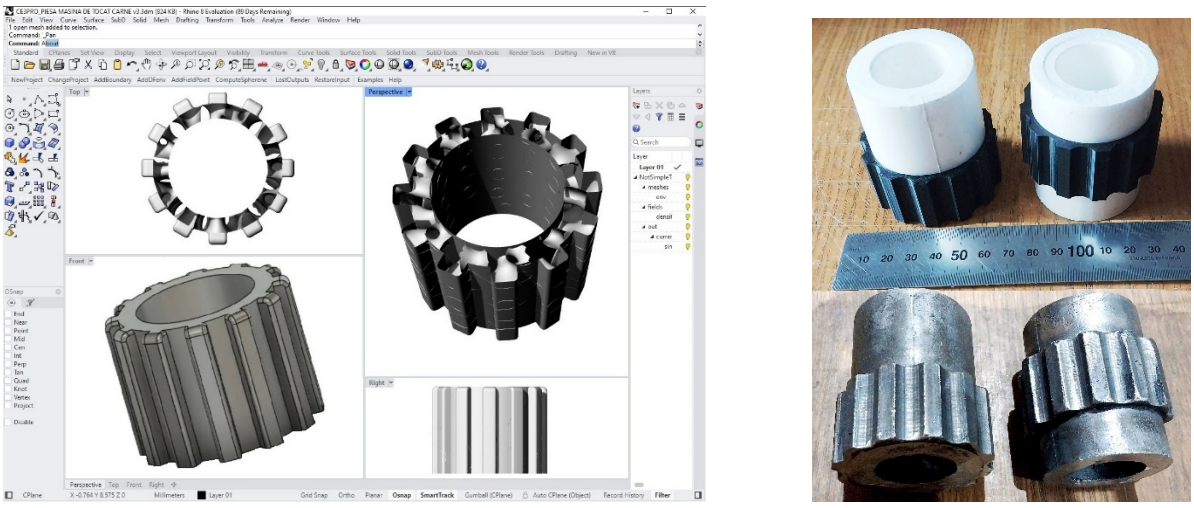
На рис. 4, а-г показано наші моделювання у програмі Rhinoceros з метою отримати друковані пористі моделі для ЛГМ-процесу.



а



б



в г

Рис. 4. Моделі: а – заповнення оболонками простору «куб» з каналом «квадрат» і кістки; б – модель шестерні і гачка; в – модель «втулка приводна»; г – моделі і виливки «втулка приводна» (3D-друк суцільної моделі із вставкою з ППС)

Для порівняння на рис. 4, в показано два варіанти ливарних моделей (верхній ряд) і деталей «втулка приводна» (нижній ряд), вилитих нами методом ЛГМ з чавуну СЧ200. Друковані методом FDM суцільні частини моделі (чорного кольору) для полегшення маси всієї моделі були насаджені на патрубки з пінополістиролу (ППС білого кольору). Інакше вилити литтям за друкованими моделями (що газифікуються – ЛГМ) без створення в них пористої стінки з ППС не вдавалось, бо такі спроби давали лише браковані металовироби. Наші пробні друкування з PLA на принтері «Bambu Lab A1 mini» елементів за алгоритмом ADMS (рис. 5), схожі на спрощений варіант моделей (рис. 4, а).

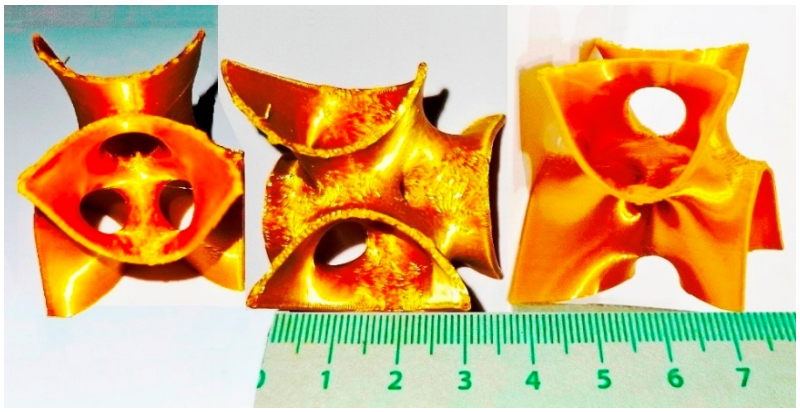


Рис. 5. Друковані елементи за алгоритмом ADMS на 3D-принтері методом FDM

Виконані нами перші приклади цифрового моделювання і друкування пористих (порожнистих) ливарних моделей показали придатність використання алгоритму ADMS для зменшення маси моделей і перспективу їх застосування для ЛГМ. Наступні кроки можуть включати вибір оптимального способу їх друку, дослідження ряду можливих переваг чи функцій з огляду мінімізації маси в залежності від достатніх механічних властивостей моделі та регулювання аеродинамічних характеристик утворених вентканалів для виведення газів через верхній випор з моделі у вакуумований пісок форми, зниження коефіцієнта опору фільтрації в них газів в залежності від рівня впливу вакуумування і ступеню його силової дії на стінки піщаної форми (для забезпечення їх непорушності) та на метал, що газифікує модель, тощо.

Після першого етапу дослідження ЛГМ-процесу за 3D-друкованими моделями у вигляді комбінованих моделей з підкладками з ППС і друкованими поверхневими оболонками чи приєднаними окремими друкованими деталями, створюються передумови переходу до наступного етапу: моделювання і друкування оптимально спроектованих цільних пористих моделей з регульованою пористістю, до якої можливе підведення вакууму з піску форми.

Література:

1. S. Hendrixson. Spherene Creates Metamaterial with Geometry Derived from Spheres. 22.02.2024. URL: https://www.additivemanufacturing.media/search?q =Spherene%20Creates%20Metamaterial%20.

Калюжний П.Б., Дорошенко В.С., Погребач Є.В.
(ФТІМС НАН України, Київ)

УСУНЕННЯ ГАЗОВИХ ДЕФЕКТІВ У ВИЛИВКАХ КУЛЬОВИХ КРАНІВ ЗІ СТАЛІ 12Х18Н9ТЛ ПРИ ЛИТТІ У ВАКУУМОВАНІ ПІЩАНІ ФОРМИ

E-mail: doro55v@gmail.com

До виливків корпусів кульових кранів висуваються високі технічні вимоги, що відповідають галузевому стандарту ОСТ 26-07-402-83. Виливки корпусів трубної арматури з корозійностійкої сталі не допускають дефектів, які знижують їх міцність, а внутрішні поверхні, які контактують з робочим середовищем, не повинні мати пригару чи нерівностей, що перешкоджають вільному проходу робочого середовища.

В реальних виробничих умовах при литті корпусів кульового крану зі сталі 12Х18Н9ТЛ ДСТУ 8781:2018 брак складав до 12 %. Аналіз браку показав, що основними видами дефектів були усадкові раковини та газові дефекти. Якщо перші вдалося усунути за рахунок оптимізації розмірів надливів, то для запобігання утворення других необхідно було провести вивчення процесів, що призводять до виникнення газових дефектів у виливках.

Виливки корпусу кульового крану (дві основні частини крану на рис. 1) одержували у формах, які виготовляли вакуумно-плівковою формовкою (ВПФ), при цьому використовували стрижні, одержані за альфа-сет процесом.

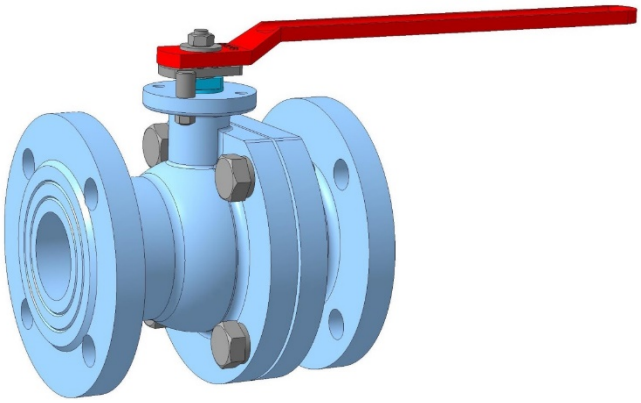


Рис. 1. Зовнішній вигляд кульового крану ДУ50

Вивчення внутрішньої поверхні дефектних виливків корпусів кульового крану зі сталі 12Х18Н9ТЛ показало, що на ній присутні дрібні округлі поглиблення з гладкою поверхнею (рис. 2), які відповідно до ДСТУ 9051:2020 можна ідентифікувати як «газова шорсткість».



Рис. 2. Газові дефекти на внутрішній поверхні виливків

Оскільки в даному випадку газова шорсткість спостерігається лише на внутрішній поверхні корпусу, то причиною формування такого дефекту може бути

виділення газу на поверхні розділу «метал-стрижень». Аналіз дефектів, що викликані стрижнями, показав наступне. Під час заливання і охолодження виливка утворюються гази, причиною виділення яких є, по-перше, тепловий удар при литті, що сприяє розширенню повітря, яке знаходиться в порах стрижня, і по-друге, термодеструкція зв'язувальних матеріалів стрижневої суміші та протипригарного покриття.

При традиційному литті в піщані форми основною причиною утворення газових раковин є висока газотвірність стрижнів і форми. Другорядними причинами є низька газопроникність форми і стрижня, а також протитиск газу в порожнині форми від нераціонального підведення металу у форму. Способами попередження газових дефектів є вентиляція стрижнів і правильне підведення металу в форму. Вентиляція стрижнів сприяє вільному виходу газу за межі форми та нейтралізації шкідливих впливів високої газотвірності та низької газопроникності стрижневої суміші. Збільшення часу заливання металу дає більше часу для виходу газу із стрижнів і форми крізь випори, вентиляційні канали, роз'єм форми. Але за методом ВПФ проектувати ливникову систему необхідно так, щоб заливання проходило якомога швидше [1], тому метод уповільнення заливання не розглядався.

Висока газотвірність стрижнів викликана зв'язувальними компонентами, які є сильними газотвірними речовинами, тому в стрижневу суміш їх слід вводити якомога в меншій кількості. Показниками газотвірної здатності суміші служать втрати маси при прожарюванні, об'єм газу, що виділився, або швидкість його виділення із наважки суміші [2]. Причому швидкість газовиділення є більш важливою характеристикою, ніж об'єм газів, що виділяються. Згідно роботи [3] для розрахунку глибини прогрівання форми H, м, до критичної температури T початку виділення газів і газотвірних речовин використовується рівняння параболи: $H = Z\sqrt{\tau}$, де Z – коефіцієнт прогрівання форми; τ – час від початку заливання, с.

Об'єм газів, які утворюються в стрижні Q, м^3, за даними [3] описуються залежністю:

$$Q = A\sqrt{\tau}\,, \tag{1}$$

де A – абсолютний коефіцієнт газовиділення, що відноситься до всієї площі контакту «метал-стрижень» S, м^2, значення якого визначається за формулою: $A = m_0 \Gamma S = aS$, де m_0 – теплофізичний коефіцієнт, який визначає швидкість руху вглиб стрижня температури деструкції зв'язувального компонента $ТД$, К; Γ – абсолютна газотвірна здатність стрижневої суміші, м^3/кг; a – відносний коефіцієнт газовиділення, приведений до одиниці поверхні контакту, $a = A/S$.

Із формули (1) можна визначити швидкість газовиділення W, м^3/(кг·с) в формі:

$$W = \frac{dQ}{d\tau} = \frac{aS}{2\sqrt{\tau}}\,. \tag{2}$$

Одночасно з утворенням газів проходить їх фільтрація через стінки стрижня і форми. При цьому накопичення газу в місцях стику стрижня з поверхнею виливка створює градієнт тиску.

Утворення газових раковин визначається динамікою протікання газових процесів в металі і стрижні. Умови, за яких не відбувається утворення газових раковин у виливках і не виникає проникнення газу із стрижня у виливок, описуються нерівністю [4]:

$$P_С < P_М + P_Н + P_\sigma, \tag{3}$$

де $P_С$ – тиск газу в стрижні, Па;

$P_М$ – гідростатичний тиск рідкого металу, Па;

$P_Н$ – надлишковий тиск газів в порожнині форми над дзеркалом рідкого металу, Па;

P_σ – протитиск, який створюється поверхневим натягом рідкого металу, Па.

Окремі величини тисків, які входять у вираз (3), визначаються за формулами:

$$P_M = \gamma \cdot h\,, \tag{4}$$

$$P_\sigma = \frac{2\sigma}{r}\,, \tag{5}$$

де γ – густина рідкого металу, кг/м^3;

h – висота стовпа рідкого металу над певним рівнем форми, м;

σ – поверхневий натяг рідкого металу, Н/м;

r – радіус газової бульбашки, м.

Із виразів (3 - 5) випливає, що найбільш вірогідне утворення газових раковин в перший момент заливання. Це пов’язано з тим, що в цей момент величина гідростатичного тиску рідкого металу мала, з іншої сторони, після контакту рідкого металу зі стрижнем проходить інтенсивне утворення газів.

Для виливків корпусу кульового крану виділення газових бульбашок на поверхні розділу «метал-стрижень» викликано надмірним тиском газів, що утворюються в стрижні. Тобто, не виконується умова нерівності (3). Варто зазначити, що змінювати доданки правої частини не видається можливим, оскільки вони визначаються фізичними властивостями сплаву та висотою ливарної форми (опоки), тому варто зменшувати праву частину нерівності.

Для зменшення тиску газів в стрижні необхідне підвищення його газопроникності для виведення газів за його межі. Також надмірна кількість газів викликана вмістом смоли в стрижневій суміші 1,8-2,0 %, яку зменшили до 0,9-1,1 %. А для підвищення газопроникності стрижня виконали в ньому вентиляційні канали зі сторони знаків, що скоротило шлях фільтрації і зменшило тиск газів. З такими каналами в першу мить після заливання біля поверхні сплаву утворюється максимальний тиск, що поступово знижується, оскільки відведення газів від поверхні проходить швидше, ніж прогрівання і газифікація смоли стрижня. Виведення газів через знаки стрижня знижує їх тиск біля поверхні стрижня. Також при нанесенні протипригарної фарби фарбували лиже робочу (формоутворюючу) поверхню стрижня, а перед встановленням у форму стрижень ретельно просушували.

Виведення газів із стрижня у вакуумно-плівковій формі відбувається в першу чергу по розніму форми, як і в традиційній піщаній формі. Також можливе додаткове «примусове» вентилювання стрижня шляхом сполучення його

вентиляційних каналів з проколами плівки в знакових частинах порожнини форми. За рахунок вакуумування форми з піску будуть видалятися не тільки продукти розкладу синтетичної плівки, але і гази, що виділяються із стрижневої суміші.

В результаті розроблених заходів вдалося запобігти формуванню газової шорсткості на внутрішній поверхні виливків та одержати корпуси кульового крану зі сталі 12Х18Н9ТЛ відповідної якості.

Література:

1. Минаев А.А., Ноткин Е.Б., Сазонов В.А. Вакуумная формовка. – М.: «Машиностроение». 1984. – 216 с.

2. Иванов Д.П., Кузовков В.К., Медведев Я.И. Газотворность стержневых и формовочных смесей // Литейное производство, 1968. – № 3. – С. 14–17.

3. Медведев Я.И. Газовые процессы в литейной форме. – М.: Машиностроение, 1980. – 200 с.

4. Василевский П.Ф. Технология стального литья. – М.: Машиностроение, 1974. – 408 с.

Калюжний П.Б.[1], Дорошенко В.С.[1], Дьяченко М.М.[1], Янченко О.Б.[2]
([1]ФТІМС НАН України, Київ; [2]ВНТУ, м. Вінниця)

ПРО ЛИТТЯ З МЕТАЛУ ЗАХИСНИХ СПОРУД ТА ЄМНОСТЕЙ

E-mail: doro55v@gmail.com

За інформацією Метінвест Холдингу (https://metinvest.media/) на кінець 2023 р. було виготовлено і передано захисникам України 300 циліндричних укриттів-капсул з гофрованої сталі, які використовують заглибленими в землю. Також останнім часом з кількох сталевих споруд обладнують командні пункти [1]. Аналогічно заглиблюють пластикові споруди, як вказано на сайті https://theawesomer.com, і використовують їх як льохи. Подібного виду ємності також застосовують для зберігання сипких чи рідких матеріалів, або як септики для

каналізації, а також нерідко їх виготовляють з плоскими стінками, приклади чого показано на рис. 1.



Рис. 1. Приклади споруд та ємностей (зліва направо): сталеві капсули від Метінвест, пластиковий льох та металева ємність з плоскими стінками

У відділі проф. О. Й. Шинського розроблено спосіб такі конструкції укриттів або ємностей збирати з сегментів, вилитих з високоміцного чавуну (ВЧ) [2]. Ці сегменти схожі на тюбінги для будівництва метро, шахтних стовбурів чи тунелів, але «зменшені» за своєю масою до 50 кг (заявка на корисну модель «Сегмент для виготовлення споруд або ємностей» № u202401837 в Укрпатенті). Це дозволяє «ручний» монтаж споруд з сегментів в польових умовах і варіювання конструкцій споруд, наприклад, довільним нарощуванням їх додаванням кількості сегментів чи утворенням у споруді отворів, а також зумовлює легку збірно-розбірну здатність для їх релокації.

Гідроізоляція стиків чавунних сегментів аналогічна, як для шахтних тюбінгів, споруди можуть покриватись синтетичною плівкою (зсередини чи ззовні), ґрунтом, бетоном чи місцевими матеріалами. Сегменти такої маси вигідно виливати за моделями, що газифікуються (ЛГМ-процесом, Lost Foam Casting Process), навіть у невеликих вітчизняних ливарних цехах, а також піддавати термообробці для збільшення міцності, зокрема за режимом, аналогічним для бронефутерувальних плит, що буде корисно для захисних чи навіть фортифікаційних споруд, фальшбортів для техніки тощо. За технологією ЛГМ нескладно доповнювати пінопластові моделі сегментів різними деталями. Таким

способом окремі сегменти можуть виливатись з парними провушинами і утворювати шарнірне з'єднання з сусідніми в збірній споруді. Це дозволить утворення у споруді люків, бійниць, дверей, воріт, вентиляційних, димохідних чи інших отворів з одного чи кількох у стик змонтованих сегментів. Такі отвори можуть відкриватись – закриватись поворотами у шарнірних з'єднаннях. Виливання сегментів з провушинами дозволяє у процесі експлуатації у запланованому місці споруди утворення різних отворів з нескладним регулюванням пройм цих отворів поворотом рухомих сегментів. Дослідження виконано за дог. 226(166/24) від 22.02.2024 між ФТІМС НАН України та ВНТУ.

Література:

1. Допомога військовим. Підземні командні пункти. 19.01.2024. URL: https://metinvest.media/ua/page/pdzemn-komandn-punkti-metnvest-rozpochav-virobnictvo-y-postachannya-zsu-stalevih-shtabv-bunkerv-shcho-ryatuyut-vd-obstrlv.

2. Дорошенко В. С., Шалевська І. А. Проектування виробництва сегментів захисних споруд за сучасними металургійними технологіями // Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії, 2022. – Вип. 36. – С. 476–486.

Кивгило Б.В., Ямшинський М.М., Биба Є.Г., Мініцький А.В., Лук'яненко І.В.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)

ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСІВ ФОРМУВАННЯ, СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ ПОРИСТИХ КАРКАСІВ

Ефективність виробництва в Україні в сучасних економічних умовах суттєво залежить від раціонального підбору дешевих матеріалів і застосування ресурсозберігаючих технологій. Конкурентоспроможність промислових підприємств формується за рахунок регулювання собівартості продукції. Сучасні технологічні інновації дозволяють розглядати вторинні промислові відходи як додаткове джерело сировини і матеріалів. Аналіз машинобудівного виробництва показує, що воно супроводжується накопиченням значної кількості відходів [1-4].

У процесі виробничої діяльності машинобудівних підприємств утворюється велика кількість різноманітних відходів, багато з яких є цінною вторинною сировиною. Вирішення завдань ресурсозбереження вимагає включення відходів у технологічний цикл підприємства, дає змогу збільшити рентабельність виробництва, знизити екологічне навантаження на навколишнє середовище, що актуально в умовах виснаження запасів природних ресурсів, особливо металів і сплавів, які широко використовують у подальшому виробництві.

Цінним видом відходів є металева стружка, яка утворюється під час механічного оброблення сталевих виробів у великих обсягах. На підприємствах середньої величини її кількість може становити близько 18-20 тис. т. на рік [5].

Ефективна утилізація металевої стружки, що утворюється під час механічного оброблення, становить для машинобудівних підприємств серйозну проблему.

Зазвичай стружка забруднена всілякими домішками: мастильно-охолоджувальною рідиною (далі – МОР), маслом, вологою, кварцовим піском, шламом, сміттям, що ускладнює проблему її перероблення на місці утворення. Під час зберігання металева стружка інтенсивно іржавіє і злежується, у великих обсягах відбуваються термічні процеси, пов'язані з окисненням стружки, випаровуванням МОР і забрудненням атмосфери [4, 5]. Разом з тим, у стружці містяться елементи кремній, хром, нікель, мідь, ванадій, титан, молібден, що робить її привабливою для подальшого використання як армувальної фази.

Можливість прямого використання у виробництві підприємств відходів у вигляді металевої стружки обмежена через наявність перелічених забруднень. Крім того необхідно відзначити складність завантаження стружки у плавильні агрегати та підвищення часу плавлення [6].

Одним з основних показників рівня сучасних технологій є ресурсозбереження. Використання металовідходів дозволяє істотно впливати на вартість кінцевої продукції. В існуючих технологіях металообробки відходами виробництва є: металева стружка, обрізь заготовок, шлами шліфувальних верстатів [2, 5]. Відходи є цінною вторинною сировиною, і доцільність повернення

їх в переробку не викликає сумнівів. Значну частку у відходах металообробки становить стружка чорних і кольорових металів. Прогресивними технологіями переробки стружки є пакетування, брикетування та переробка стружки в порошок для порошкової металургії [5, 6].

Для високопористих матеріалів, які використовуються в якості армуючої фази (металева стружка), визначальною властивістю є здатність до подальшої інфільтрації рідким металом. Так, якість і проникність матеріалів буде визначатися лише зовнішньою наскрізною пористістю. Вона і буде визначати спроможність армувальної фази та швидкість інфільтрації, тобто кількість речовини, що проходить крізь неї. Найбільшого впливу на дану характеристику завдають характеристики металевої стружки, а також метод отримання.

Сучасна промисловість потребує нових конструкційних та функціональних матеріалів, в тому числі композиційних металевих матеріалів із залученням методів формування композитів шляхом інфільтрації пористих каркасів металевими розплавами.

Метою роботи є розроблення технології виготовлення металевих шаруватих композитів, що представляють собою матрицю із стружки з відходів металообробки для подальшої інфільтрації рідким розплавом алюмінію.

З метою отримання суцільного з’єднання між армувальною фазою та металом основи, на його поверхні необхідно утворити тонкий шар хлориду заліза. Одним з можливих методів є реакція заліза з хлорними сполуками або з розчинами хлоридів. При взаємодії соляної кислоти із стружкою із вуглецевої сталі відбувається реакція, що приводить до утворення на поверхні стружки хлориду заліза (II) який в подальшому слугує своєрідним флюсом. На межі стружка – розплав він буде забезпечувати захисну дію і протидіяти змочуванню.

Автори робіт [1-3, 7] відзначають, що стружка знаходиться в напруженому стані і це не дозволяє повноцінно провести процеси брикетування. В такому випадку необхідно використовувати пластифікатор. Оскільки в подальшому буде використовуватися інфільтрація рідкого розплаву, то наявність пластифікатора не припустима.

З метою підвищення пластичних властивостей металевої стружки в роботі запропоновано використовувати відпал за температури 700 °С в середовищі гостроосушеного водню. З урахуванням того, що товщина металевої стружки не перевищує 1 мм, то час витримування становив 30 хв.

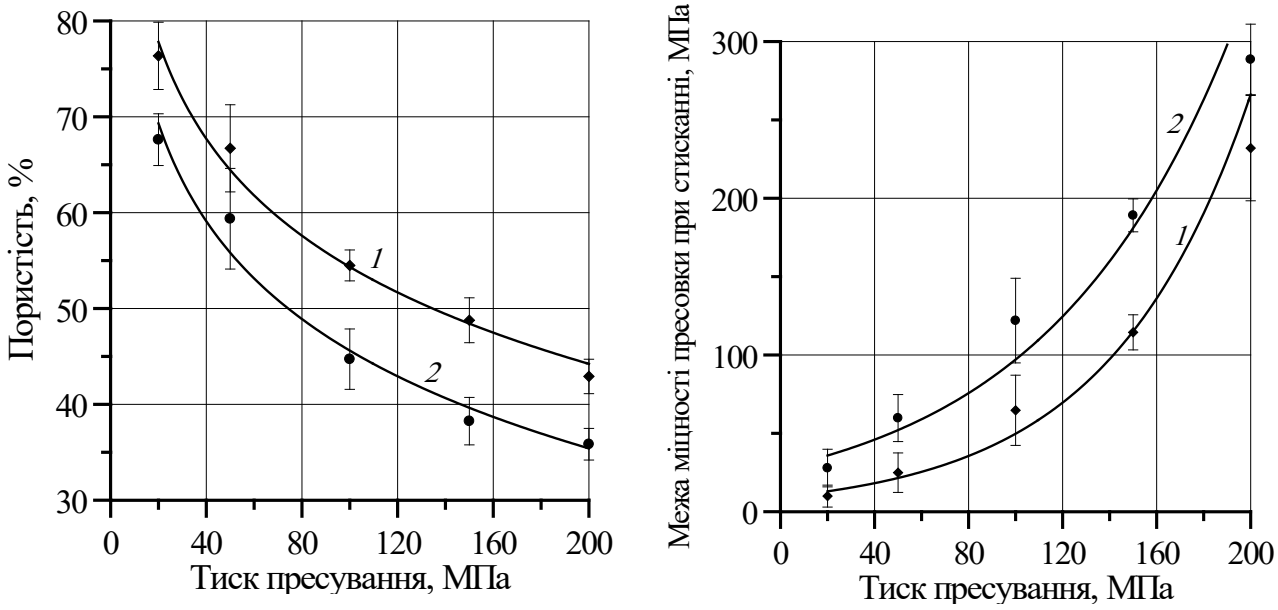
Визначення хімічного складу металевої стружки здійснювали до та після попередньої підготовки. Стружка має досить високу розвинену (питому) поверхню, тому хімічний склад визначали в 5 точках.

Аналіз результатів показує наявність таких хімічних елементів як Zn та Pb, які потрапляють з МОР. Крім того відзначається підвищений вміст S, що свідчить про забрудненість поверхні металевої стружки сульфідами різних металів. Після відпалу за температури 700 °С у середовищі гостроосушеного водню вміст S знижується до 0,089 %, а легкоплавкі домішки Zn та Pb – зникають.

Для підтвердження гіпотези щодо очищення поверхні металевої стружки проведено комплексне очищення в 0,1 нормальному розчині соляної кислоти в спирті після відновлювального відпалу за температури 700 °С. Встановлено, що комплексна підготовка вихідних матеріалів сприяє суттєвому покращенню стану поверхні: видаленню шкідливих домішок від МОР, підвищенню пластичності, утворенню на поверхні хлоридів заліза, які в свою чергу мають покращити процеси змочування під час інфільтрації рідкого алюмінієвого розплаву.

З підвищенням тиску формування кількість та лінійні розміри порових каналів металевої стружки до відпалу зменшуються, від (в середньому) 2,75 мм до 0,92 мм та після відпалу зменшуються, від (в середньому) 1,51 мм до 1,06 мм.

З аналізу отриманих даних встановлено, що найкращі показники лінійних розмірів порових каналів досягаються при тиску пресування 50-150 МПа, що підтверджується результатами експериментальних досліджень по визначенню пористості (рис. 1) та попередніми дослідженнями авторів [13].



а б

Рис. 1. Механічні властивості пресовок: а – залежність пористості від тиску пресування; б – залежність межі міцності пресовок залежно від тиску пресування; 1 – до відпалу; 2 – після відпалу

Подальше підвищення тиску до 200 МПа і вище є недоцільним, оскільки призводить до зниження пористості менше 40 %, що збільшує кількість закритих пор і унеможливлює в подальшому, процеси інфільтрації рідкого розплаву.

Для оцінки міцнісних характеристик армувальної складової було визначено межу міцності на стик за різних тисків пресування.

Встановлено, що металева стружка після відпалу набуває пластичних властивостей, які покращують якість пресовок, зберігаються геометричні розміри за менших тисків пресування.

Таким чином, оптимальний тиск пресування армувальної складової складає 50-150 МПа, що додатково підтверджується достатньою межею міцності на стиск (150 МПа, рис. 3, б). Збільшення тиску пресування понад 150 МПа призводить до закриття пор, що зменшує ймовірність інфільтрації розплавом.

Основними проблемами під час виготовлення пористого каркасу з відходів металообробки є складність деформації стружки через неоднорідний хімічний склад та домішки різних металів, що перешкоджає отриманню однорідного

каркасу. Попередній відпал в середовищі гостроосушеного водню дозволяє збільшити пластичність металу та забезпечити пористість в межах від 70 до 35 % в діапазоні тисків пресування 50-150 МПа.

Результати роботи можуть бути використанні для енергопоглинаючих елементів протимінного захисту з малою питомою вагою та густиною, в тому числі із відходів металообробки, що значно здешевлює такі матеріали.

Література:

1. Технології переробки металевої стружки (Огляд) / О. Веретільник та ін. *Сучасна електрометалургія*, 2020. № 1. – С. 31–38. https://doi.org/10.37434/sem2020.01.06.

2. Дьяконов О. Исследование физико-химических и механических свойств стальной и чугунной стружки. *Литье и металургия*. 2009. № 4 (53). – С. 161–173.

3. Чернишов О., Узбек А. Дослідження основних характеристик металевої стружки з метою її подальшої переробки. *Збірник наукових праць Дніпродзержинського державного технічного університету (технічні науки)*, м. Дніпродзержинськ. ДДТУ, 2015. – С. 50–54.

4. Підвищення ефективності процесу очищення металевої стружки від мастильно-охолоджуючих рідин за допомогою миючих розчинів / О. Чернишов та ін. *Вісник Кременчуцького національного університету ім. Михайла Остроградського*. 2018. № 5 (112). – С. 103–109.

5. Дослідження параметрів процесу очищення металевої стружки від МОР / О. Чернишов та ін. *New leading technologies in machine building: Addition for proceedings XXV international conference*, м. Koblevo, 3 верес. 2017 р. 2017. С. 9–11.

6. Спосіб отримання злитків зі стружки: пат. 54324 Україна. Заявл. 30.03.2010; опубл. 11.10.2010.

7. Переработка стружки жаропрочной стали ЭП609Ш способом компактирования под электрическим током с последующим электрошлаковым переплавом / Ш. В. Шаповалов В.А та ін. *Современная электрометаллургия*. 2011. № 4. – С. 46–48.

8. Электротермическое компактирование металлических материалов: возможности и перспективы / В. Шаповалов та ін. *Заготовительные производства в машиностроении*. 2011. № 5. – С. 5–10.

9. Біметалеві виливки на основі алюмінієвого сплаву / Б. Кивгило та ін. Теорія і практика металургії. 2022. № 3. – С. 15–21.

10. Створення біметалевих матеріалів системи залізо-алюміній отриманих методом інфільтрації пористих каркасів / Б. Кивгило та ін. Теорія і практика металургії. 2022. № 6. – С. 26–33.

11. Степанчук А. М. Теорія і технологія пресування порошкових матеріалів : навч. посіб. Київ : НТУУ “КПІ”, 2017. – 336 с.

12. ДСТУ 4121:2002. Метали чорні вторинні. Загальні технічні умови. Чинний від 2003-04-01. Вид. офіц. Київ : УкрНДНЦ, 2003. – 40 с.

13. Вплив умов спікання на структуроутворення композиційних матеріалів на основі вольфраму / А. В. Мініцький та ін. Метал та лиття України. 2023. № 2 (31). С. 62–68. URL: https://doi.org/10.15407/steelcast2023.02.062.

Клименко Н.М.
(НУ«Одеська політехніка», м. Одеса)

МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕННЯ ТЕМПЕРАТУРИ ШЛІФУВАННЯ

E-mail: naniklimenko@gmail.com

Підвищення вимог до точності деталей машин, застосування нових важкооброблюваних матеріалів, застосування зміцнюючих технологій особливо гостро порушили питання про ефективну чистову обробку заготовок, що надає їм остаточну точність і необхідний комплекс фізико-механічних характеристик. Одним з видів такої обробки є чистова обробка, зокрема шліфування. Формування фізичних властивостей поверхневого шару деталі при шліфуванні – фазово-структурний склад, текстура цього шару, напружений стан його, що виявляють великий вплив на експлуатаційні характеристики деталі й на показники надійності й довговічності, натрапляє на серйозні труднощі. Відомо, що при шліфуванні на

поверхні деталі утворюються численні теплові шліфувальні дефекти, які знижують загальний рівень якості деталі.

Температура, що виникає в зоні контакту шліфувального круга з деталлю, може мати максимальні значення, що доходять до 1200-1300 °С, що викликає глибокі зміни структури і це створює сприятливі умови для утворення залишкових напруг, і як наслідок, тріщин [1]. Як показує практика шліфування, вимірювання і визначення температур необхідно робити безпосередньо при обробці конкретної деталі, оскільки перенесення результатів вимірів температури на зразках на готову деталь часто некоректне.

Мета роботи – розробити спосіб і методику вимірювання температури шліфування безпосередньо при обробці конкретної деталі, що може дати можливість ефективно керувати температурним режимом.

Абразивні зерна, що переміщуються з великою швидкістю, створюють миттєві теплові імпульси, інтенсивність яких залежить від розмірів зерен, глибини вдавлення їх у метал і швидкості переміщення. Це визначає миттєву температуру різання окремими зернами $T_м$, контактну температуру поверхні, що шліфується, $T_к$, яка є результатом сумарної дії безлічі теплових імпульсів, інтенсивне число яких залежить від характеристики шліфувальних кругів, оброблюваного металу й режимів обробки, а також сумарну імпульсну температуру $T_и$, що представляє собою суму миттєвої й контактної температур шліфування.

Контактна температура є найбільш важливим фактором, вона поширюється вглиб поверхні, що шліфується, розігріваючи її, що також викликає зміну фазово-структурного стану поверхневого шару.

З розроблених у цей час методів вимірювання температур шліфування метод напівштучної термопари, що зрізується, полягає з оброблюваного металу й термоелектроду, поміщеного в деталь, що шліфується, є найбільш припустимим, зручним, що дає наочний розподіл температури в зоні різання й дозволяє робити реєстрацію й вимірювання температур різання окремих абразивних зерен безпосередньо в зоні шліфування.

Цей метод дає можливість вимірювати температуру шліфування тільки на зразках, зважаючи на те, що на фазово-структурний склад впливає в основному контактна температура, а бажано вимірювати температуру на реальній деталі під час реального процесу шліфування. У справжній роботі використано метод вимірювання, заснований на використанні датчика температури, вбудованого в шліфувальний круг.

Основні вимоги, які витримувалися при проектуванні й розрахунках круга-датчика, зводилися до наступного: простота виготовлення й обслуговування пристрою, висока точність вимірів, мала інерційність, незмінність властивостей при виправленнях круга, збереження вихідної шорсткості поверхні в порівнянні зі звичайним шліфувальним кругом, можливість роботи із МОТЗ.

Для задоволення цим вимогам розроблено спеціальний термодатчик, поміщений у круг. Термодатчик (рис. 1) складається із двох фольгових пластин, одна з яких виготовлена з міді, а друга – з константану, між ними міститься прокладка з неелектропровідного матеріалу.

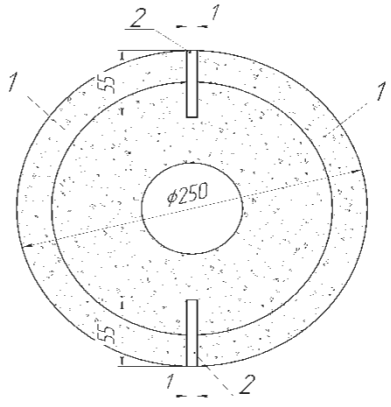


Рис. 1. Круг-термодатчик

Фольгові пластини й прокладка склеюються між собою під пресом бакелітовим лаком або епоксидним клеєм. Загальна товщина датчика 1-1,5 мм. Форма датчика відповідає профілю поперечного перерізу круга. Для встановлення датчика в абразивний інструмент у крузі необхідно прорізати вузький паз. При встановленні в круг двох датчиків, розташованих радіально, необхідно прорізати

два пази. Визначення довжини паза для будь-якого круга може бути зроблене за формулою:

$$K = \frac{D_{нб} - D_{нм}}{2} + 10, \qquad (1)$$

де K – довжина паза;

$D_{нб}$ – найбільший діаметр круга;

$D_{нм}$ – найменший діаметр круга.

Після установки датчиків у шліфувальний круг останній балансується й правиться за звичайною методикою. Датчик є органічною частиною шліфувального круга. Під час виправлень круга пластини датчика легко перерізуються алмазом, і довжина датчика зменшується відповідно до зменшення діаметра шліфувального круга. Міцність круга, як показали випробування на швидкостях, рівних 1,5 робочої швидкості, не порушується.

Круг (див. рис. 1) містить два основні робочі сектори 1 однакових характеристик і два термоприймальних сектори 2, розташованих у крузі радіально під кутом 180° один до одного.

Круг працює в такий спосіб: при шліфуванні термоприймальний сектор 2 торкається поверхні, що шліфується, і утворює з нею термопару «поверхня, що шліфується – термоприймальний сектор», термо-е.д.с. якої пропорційна температурі поверхні, що шліфується.

Термо-е.д.с. передається через обертовий гіроскопічний струмознімач і використовується в якості сигналу, що характеризує величину температури.

Електричний сигнал, що представляє температуру поверхні, має вигляд прямокутних електричних імпульсів частотою 100-200 Гц, амплітуда яких пропорційна температурі поверхні, що шліфується. Обробка такого сигналу може бути зроблена способами, добре відомими в техніці вимірів.

Температура датчика під час контакту його з нагрітою поверхнею, зв'язується з температурою цієї поверхні через постійний коефіцієнт, значення якого

визначається теплофізичними властивостями поверхні, що шліфується, і термодатчика.

Температура поверхні, що шліфується, через температуру датчика визначається наступним вираженням:

$$\theta_n = \theta_д \frac{\varepsilon_n + \varepsilon_д}{\varepsilon_д}. \quad (2)$$

де $\varepsilon_п$ і $\varepsilon_д$ – коефіцієнти теплової активності поверхні, що шліфується, й термодатчика.

Якщо розрахувати тепер вихідну напругу датчика при температурі поверхні, рівній 100 °С, то його величина виразиться:

$$U_{д100^0C} = \theta_n \frac{\varepsilon_д}{\varepsilon_д + \varepsilon_n} \approx 0{,}395 U_{д100^0C}. \quad (3)$$

Якщо відбувається шліфування із МОТЗ, то це також може створити похибку, яку необхідно оцінити. Еквівалентна схема електричного ланцюга «термодатчик струмознімальний пристрій – МОТЗ» показана на рис. 2.

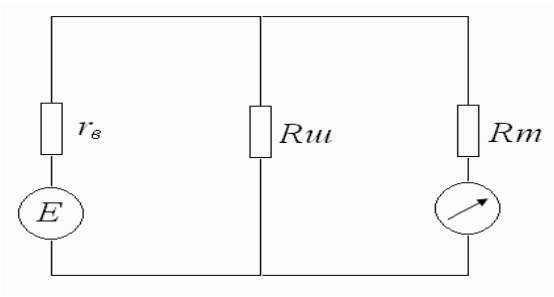


Рис. 2. Еквівалентна схема електричного ланцюга «термодатчик – струмознімальний пристрій – МОТЗ»

Проникаючи в зону різання, МОТЗ електрично взаємодіє з датчиком, тому цікаво оцінити похибку вимірювання круга-датчика при шліфуванні із МОТЗ.

Ця похибка вимірювання, мабуть, може бути оцінена співвідношенням (рис. 2):

$$\Delta = \frac{E - U'}{I} \cdot 100\%, \quad (4)$$

де E – термо-е.д.с. датчика;

I – загальний струм вимірювального ланцюга;

$R_н$ – внутрішній опір приладу, що реєструє;

r' – внутрішній опір термодатчика;

U' – напруга на вході приладу, що реєструє.

$$\Delta = \frac{I \cdot R_н + I \cdot r' - I \cdot R_н}{I\left(R_н + r'\right)} \cdot 100\% = \frac{r'}{R_н + r'} \cdot 100\% . \quad (5)$$

Якщо вибрати внутрішній опір приладу, що реєструє, в 1 кОм, то похибка вимірювання складе $9{,}9 \cdot 10^{-3}$ %.

Для визначення припустимої величини шунтуючого опору МОТЗ можна розглянути схему, задаючись попередньо похибкою вимірювання не більше 2 %.

З урахуванням даної схеми значення е.д.с. буде:

$$E = I\left(\frac{R_н \cdot R_ш}{R_н + R_ш} + r'\right). \quad (6)$$

Відповідно до цього похибка вимірювання складе:

$$U' = E - I \cdot r'; \quad (7)$$

або ж

$$\delta = \frac{I \cdot r'}{I\left(\frac{R_н \cdot R_ш}{R_н + R_ш} + r'\right)} = \frac{\Delta}{100}; \quad (8)$$

$$R_ш = \frac{R_н \cdot r'\left(1-\delta\right)}{R_н \cdot \delta - r'\left(1-\delta\right)}. \quad (9)$$

Таким чином, якщо задатися припустимим значенням похибки 2 %, то мінімальна величина шунтуючого опору визначиться величиною 5 Ом. Оскільки електричний опір усіх без винятку охолодних рідин значно більше – порядку 1-1,5 кОм, то можна стверджувати, що МОТЗ практично не впливає на точність вимірювання температури термодатчиком.

Проаналізувавши перераховані вище похибки, можна стверджувати, що дійсне значення температури поверхні, що шліфується, при вимірюванні її кругом

з термодатчиком однозначно визначається виразом (2). Середньоймовірна сумарна похибка становить величину порядку 4,5 %.

Експериментальні дослідження були проведені як на реальних деталях – циліндричні напрямні пресів, так і на зразках методом заставних мікротермопар.

Висновки:

1. Запропонований круг-термодатчик дає можливість досить точно виміряти температуру шліфування реальної деталі.

2. Застосування круга-термодатчика в принципі дає можливість керувати температурним режимом шліфування безпосередньо в процесі обробки.

Література:

1. Корчак С. Н. Теория обрабатываемости сталей и сплавов при абразивной обработке. Вестник южно-уральского государственного университета. 2003. № 9, Вып. 4. – С. 82-90.

2. Кремень З.И. Технология шлифования в машиностроении / Кремень З.И., Юрьев В.Г., Бабошкин А.Ф. – СПб: Политехника. – 2015. – С. 424.

3. Комаров О.С. Материаловедение и технология конструкционных материалов / Комаров О.С., Ковалевский В.Н., Керженцева Л.Ф. – Минск: Новое знание, 2009. – С. 670.

Кондратенко М.М., Савельєв С.Г.
(КНУ, м. Кривий Ріг)

ОЦІНКА ПАРАМЕТРІВ УЛЬТРАЗВУКОВИХ ХВИЛЬ У ВОДНОМУ СЕРЕДОВИЩІ МЕТОДОМ КАЛОРИМЕТРІЇ

E-mail: kondratenkom002@knu.edu.ua

Проблема покращення міцнісних та термостійких властивостей сировини для металургійного переділу вирішується з початку промислового виробництва згрудкованих матеріалів. Обробка домішок в шихту огрудкування ультразвуковими хвилями може значно поліпшувати їх властивості [1].

В основу застосування ультразвуку для покращення якості речовини покладено можливість введення всередину матеріалу величезної енергії [2]. Одним із методів, що дозволяє виміряти цю енергію, є калориметрія – сукупність методів вимірювання кількості теплоти, що виділяється або поглинається при протіканні різних фізичних або хімічних процесів [3]. Кількість теплоти Q, яка передається тілу (системі) або забирається від нього, пропорційна зміні температури тіла Δt, його масі m і теплоємності c:

$$Q_i = c \cdot m \cdot \Delta t. \quad (1)$$

Вимірюючи зміну температури системи, можна розрахувати кількість енергії, що була на це витрачена. А знехтувавши витратами енергії в інших ланках передачі ультразвукових коливань середовищу, можна розрахувати такі параметри ультразвукових хвиль, як їх інтенсивність та амплітуду.

Питомий хвильовий опір в рідких середовищах значно більший, ніж у газів (для води в 3500 разів більше, ніж для газів [4]). Тому за однакових параметрів ультразвукової системи, таких як амплітуда, частота коливань, найбільша акустична потужність випромінюється саме у рідину. Це означає, що ультразвук має найбільш високу ефективність дії у рідинному середовищі. Найбільш економічно доступним серед рідин є водне середовище, яке використовується у більшості технологічних процесів, що потребують присутності рідини. Окрім того, вода не має пожежонебезпечних та вибухонебезпечних властивостей, як, наприклад, спирти, ефіри, гас тощо.

Фактор збільшення температури під дією ультразвукового опромінення не був розглянутий у більшості досліджень, пов’язаних з використанням ультразвуку в рідинах.

Нами виконано досліди з обробки ультразвуковими хвилями двох частот – 20 та 40 кГц – водного середовища, як оптимальнішого для ультразвукової активації бентонітів, що використовують при огрудкуванні металургійної сировини. Досліди проводились у двох резервуарах з генераторами ультразвукових хвиль частотою $f = 20$ та 40 кГц. Заміри температури виконувались термометром ТР101. Окрім таймера, ультразвукові ванни мають вбудовані перемикачі потужності генератора

$P_г$, що дало змогу вести обробку з кроком в 10 % від максимальної потужності в 150 Вт.

В обох ваннах було проведено по 5 дослідів з ультразвукової обробки 1 л не дистильованої води зі зміною потужності генератора 10, 30, 50, 80 та 100 % від максимальної (150 Вт). Початкова температура води – 24,1 ºС. Тривалість обробки в усіх дослідах – 59 хв 59 с. Порівняльні графіки залежності температури від часу обробки надано на рис. 1 (для частоти у/з хвиль 40 кГц) та рис. 2 (для частоти у/з хвиль 20 кГц). На них чітко відстежується збільшення кінцевої температури нагрівання води за один і той самий часовий період зі збільшенням потужності генератора ультразвукових хвиль.

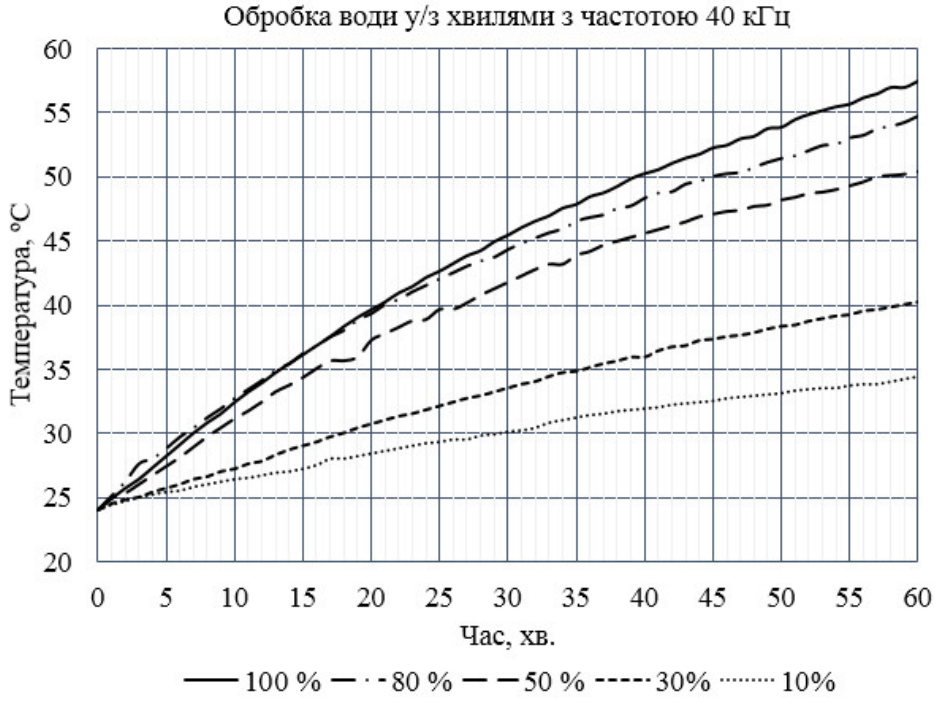


Рис. 1. Графіки залежності температури води від часу обробки при різній потужності ультразвукових хвиль на частоті 40 кГц

Для обчислення кількості енергії, Дж, що була витрачена на нагрівання даної кількості води до отриманої температури в кожному досліді, застосовано формулу (1), де c – питома теплоємність води, що складає 4187 Дж/(кг·ºС); m – маса води (у всіх дослідах $m = 1$ кг); Δt_i^o – різниця між найменшою і найбільшою температурою води під час проведення досліду.

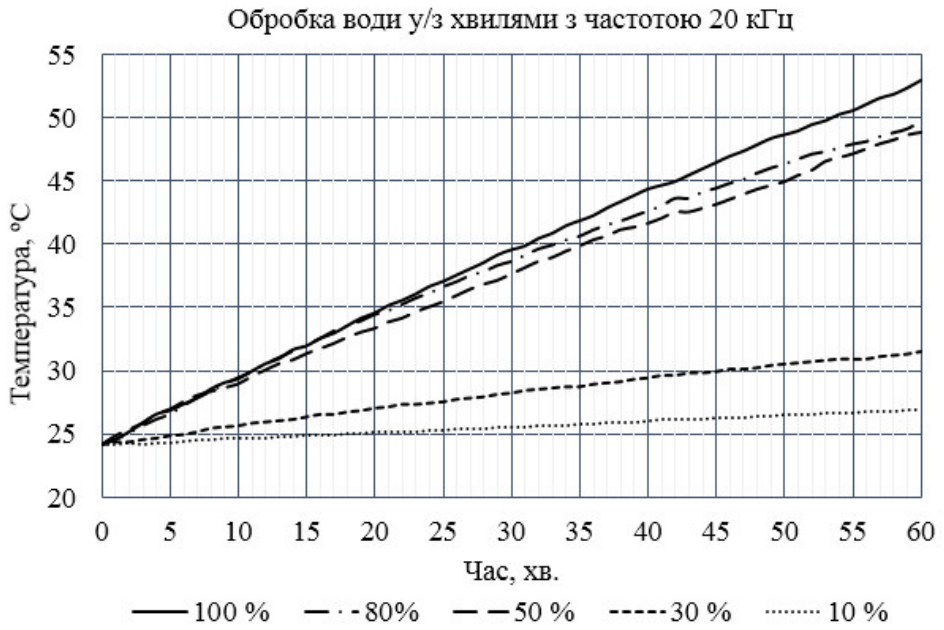


Рис. 2**.** Графіки залежності температури води від часу обробки при різній потужності ультразвукових хвиль на частоті 20 кГц

Потужність, що була використана для нагрівання води за час τ_i, обчислено за формулою: $P_i = Q_i / \tau_i$, Вт. Інтенсивність ультразвукової хвилі I, Дж/(с·м^2): $I = P / S$, де S – площа ультразвукової ванни, в дно якої вмонтовані ультразвукові випромінювачі; S = 235×110 мм^2.

Згідно з [5], інтенсивність гармонічної хвилі, Дж/(м^2·с), розраховується за формулою $I = 0{,}5\rho \cdot a^2 \cdot f^2 \cdot v$, де ρ – густина середовища, в якому розповсюджується ультразвукова хвиля, кг/м^3; a – амплітуда цієї хвилі, м; f – частота хвилі, Гц; v – швидкість хвилі у даному середовищі; згідно з [6] v = 1483 м/с.

Звідси амплітуда у/з хвиль, м, може бути обрахована за формулою:

$$a = \sqrt{\frac{2I}{\rho f^2 v}}.$$

Розрахунки всіх параметрів за наведеними формулами для виконаних дослідів надано в табл. 1 (для частоти 40 кГц) та 2 (для частоти 20 кГц).

Таблиця 1 – Розрахунок параметрів ультразвукових хвиль на частоті 40 кГц

Величини	Позначення	Од. виміру	Розрахунок				
Потужність генератора	$P_г$	Вт	150	120	75	45	15
		%	100	80	50	30	10
Частота ультразвукових хвиль	f	кГц	40				
Густина середовища	ρ	кг/м^3	1000				
Максимальна температура	t_{max}	ºС	57,5	54,8	50,4	40,3	34,5
Початкова температура	t_{min}	ºС	24,1	24,1	24,1	24,1	24,1
Теплоємність середовища	c	Дж/(кг ºС)	4187				
Вага середовища	m	кг	1				
Час опромінення	τ	хв	60				
Енергія	Q	Дж	139845,8	128540,9	110118,1	67829,4	43544,8
Потужність нагрівання	P	Вт	38,846	35,706	30,588	18,842	12,096
К.к.д. генератора	η	%	26	30	41	42	81
Площа ванни	$S_{ванни}$	м^2	0,02585				
Інтенсивність ультразвукових хвиль	I	Вт/м^2	1502,75	1381,27	1183,3	728,88	467,92
Амплітуда ультразвукових хвиль	a	м	$1{,}13\cdot10^{-6}$	$1{,}08\cdot10^{-6}$	$9{,}99\cdot10^{-7}$	$7{,}84\cdot10^{-7}$	$6{,}28\cdot10^{-7}$
Співвідношення	a/d	–	4328,67	4150,02	3841,13	3014,66	2415,45

Таблиця 2 – Розрахунок параметрів ультразвукових хвиль на частоті 20 кГц

Величини	Позначення	Од. виміру	Розрахунок				
Потужність генератора	$P_г$	Вт	150	120	75	45	15
		%	100	80	50	30	10
Частота ультразвукових хвиль	f	кГц	20				
Густина середовища	ρ	кг/м^3	1000				
Максимальна температура	t_{max}	ºС	52,9	49,7	48,8	31,5	26,9
Початкова температура	t_{min}	ºС	24,1	24,1	24,1	24,1	24,1
Теплоємність середовища	C	Дж/(кг ºС)	4187				
Вага середовища	m	кг	1				
Час опромінення	τ	хв.	60				
Енергія	Q	Дж	120585,6	107187,2	103418,9	30983,8	11723,6
Потужність нагрівання	P	Вт	33,496	29,774	28,727	8,607	3,257
К.к.д. генератора	η	%	22	25	38	19	22
Площа ванни	$S_{ванни}$	м^2	0,02585				
Інтенсивність ультразвукових хвиль	I	Вт/м^2	1295,78	1151,81	1111,31	332,94	125,98
Амплітуда ультразвукових хвиль	a	м	$2{,}09\cdot10^{-6}$	$1{,}97\cdot10^{-6}$	$1{,}94\cdot10^{-6}$	$1{,}1\cdot10^{-6}$	$6{,}5\cdot10^{-7}$
Співвідношення	a/d	–	8039,097	7579,33	7444,91	4074,99	2506,63

Довжина ультразвукової хвилі знаходиться за формулою $\lambda = v / f$. Тобто для ультразвуку 40 кГц довжина хвилі $\lambda_{40} = 0{,}037$ м, для 20 кГц – $\lambda_{20} = 0{,}074$ м.

Залежність інтенсивності ультразвукової хвилі від потужності випромінювача зображено на рис. 3.

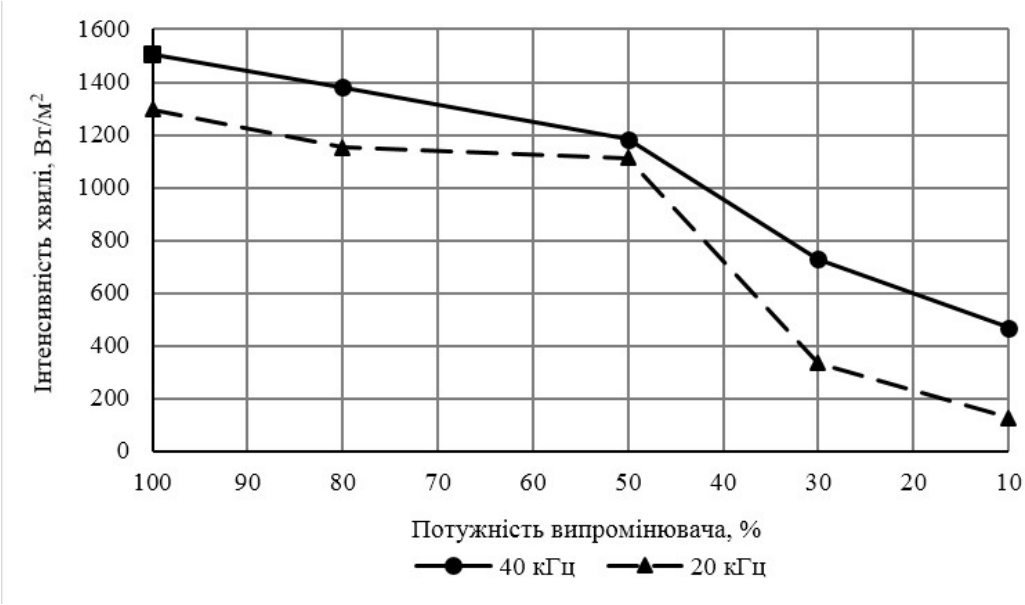


Рис. 3. Залежність інтенсивності ультразвукових хвиль від частоти і потужності випромінювача

Енергія випромінювача використовується, окрім нагрівання води, на нагрівання самого резервуара, навколишнього повітря, утворення певної кількості водяної пари та втрачається у передатних пристроях. К. к. д. генератора ультразвукових хвиль, розрахований у даному дослідженні (рис. 4), враховує енергію, яка витрачається безпосередньо на нагрівання води.

Залежність амплітуди ультразвукових хвиль від потужності випромінювача зображено на рис. 5.

З проведених дослідів, обрахованих величин та побудованих залежностей можна зробити наступні висновки.

При зменшенні потужності генератора ультразвукових хвиль інтенсивність випромінення ультразвукових хвиль обох частот зменшується, що призводить до зменшення розігрівання водного середовища (зниження максимальної температури води. К. к. д. випромінювача враховує енергію, яка витрачається безпосередньо на

нагрівання води. Для ультразвукової хвилі 40 кГц цей к. к. д збільшується зі зменшенням потужності випромінення, а для хвилі з частотою 20 кГц максимального значення досягає при 50 % потужності випромінення. Для f = 40 кГц розрахована довжина хвилі λ_{40} = 0,037 м, для f = 20 кГц – λ_{20} = 0,074 м.

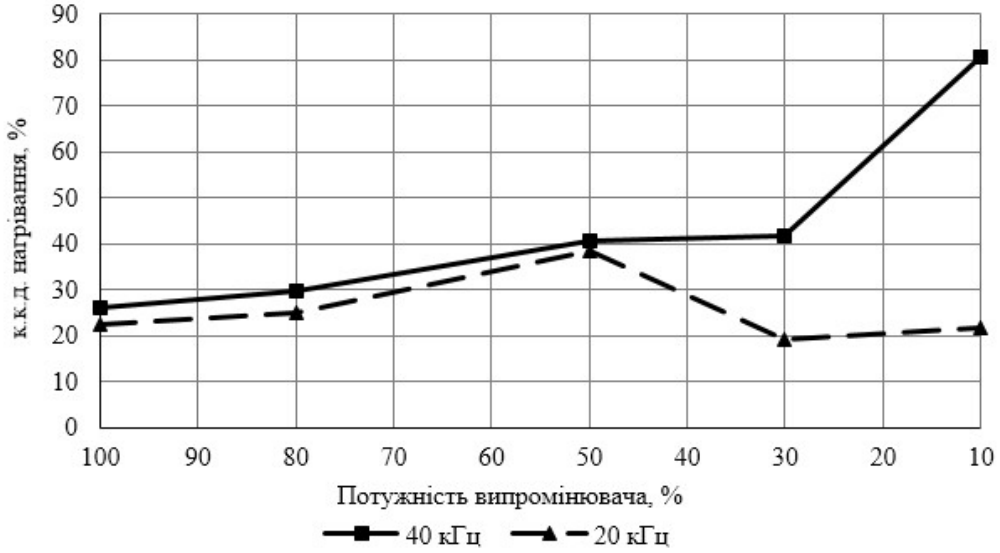


Рис. 4. Залежність коефіцієнта корисної дії нагрівання від частоти ультразвукових хвиль і потужності випромінювача

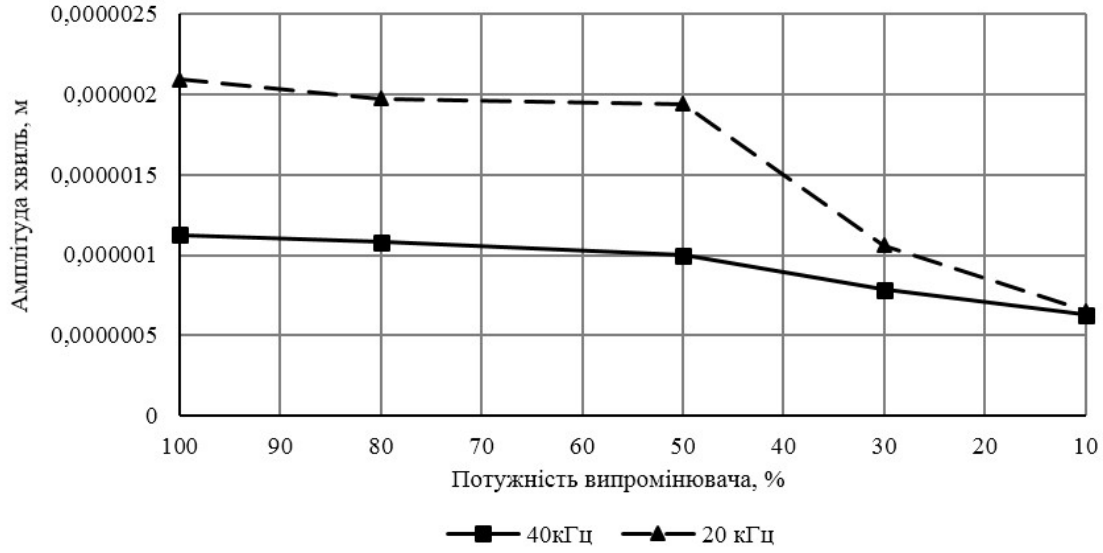


Рис. 5. Залежність амплітуди ультразвукових хвиль від частоти і потужності випромінювача

Амплітуда ультразвукової хвилі a зменшується при зменшенні потужності випромінювача. Для ультразвукової хвилі з частотою 20 кГц в цілому a більша, ніж для хвилі 40 кГц. Якщо розмір молекули води d близько 2,6 Å = $2{,}6 \cdot 10^{-10}$ м [7], то

співвідношення *a/d* зменшується зі зменшенням потужності генератора і лежить в межах від $2{,}4 \cdot 10^3$ ($P_г$ = 10 %) до $4{,}3 \cdot 10^3$ ($P_г$ = 100 %) – для 40 кГц і від $2{,}5 \cdot 10^3$ ($P_г$ = 10 %) до $8 \cdot 10^3$ ($P_г$ = 100 %) – для 20 кГц. Тобто поступове збільшення температури водного середовища можна пояснити тертям молекул води, які під дією ультразвукових коливань мають величезні по відношенню до власних розмірів амплітуди коливання з надвисокою частотою зміни напрямку руху.

Література:

1. Кондратенко М.М., Савельев С.Г. Оцінка ефективності застосування ультразвуку в процесах підготовки металургійної сировини до переділу. *Гірничий вісник*. Науково-технічний зб. Кривий Ріг, 2021. Вип. 109. С 91–97. DOI: 10.31721/2306-5435-2021-1-109-91-98.

2. Новицкий Б.Г. Применение акустических колебаний в химико-технологических процессах (Процессы и аппараты химической и нефтехимической технологии). М. 1983. 192 с.

3. Фармацевтична енциклопедія. Режим доступу https://www.pharmencyclopedia.com.ua/article/3407/kalorimetriya.

4. Кикучи Е. Ультразвуковые преобразователи. – М., 1972. – 424 с.

5. phisicskpiua moodle ЗФ та ФТТ КПІ. Фізика для бакалаврів. Коливання і хвилі. Ч. II. Хвилі. 2 Пружні хвилі. Режим доступу http://physics.zfftt.kpi.ua/mod/book/view.php?id=299&chapterid=58

6. Вікіпедія. Вільна енциклопедія. Режим доступу https://uk.wikipedia.org/wiki/Швидкість_звуку

7. Репозиторій електронних навчальних ресурсів системи дистанційного навчання Вінницького фізико-математичного ліцею №17. Режим доступу https://disted.edu.vn.ua/courses/learn/15

Костецький Ю.В., Педченко Е.А., Вдовін М.О., Полішко Г.О., Петренко В.П., Зайцев В.А.
(ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, Київ)

ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСУ ОТРИМАННЯ ФЕРОВАНАДІЮ В УМОВАХ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОЇ ПЛАВКИ

E-mail: y.kostetsky@paton.kiev.ua

Основною сировиною для виробництва феровanадію є оксиди ванадію. Відновлення ванадію з оксидів можна здійснити за допомогою вуглецю, кремнію та алюмінію. Використання вуглецю як відновника призводить до отримання металу з підвищеним вмістом вуглецю. Тому в промисловості як відновники використовують кремній і алюміній. Алюміній відновлює ванадій ефективніше, ніж кремній, завдяки вищій термодинамічній міцності оксиду алюмінію. Відповідно феросплави з вмістом ванадію 70 % і вище отримують лише алюмінотермічним відновленням. Сплави з меншим вмістом ванадію виробляють з використанням кремнію як відновника. Усі промислові процеси з відновленням оксиду ванадію алюмінієм можна розділити на алюмінотермічні (термітні) та електроалюмінотермічні. Реакція відновлення ванадію алюмінієм є дуже екзотермічною:

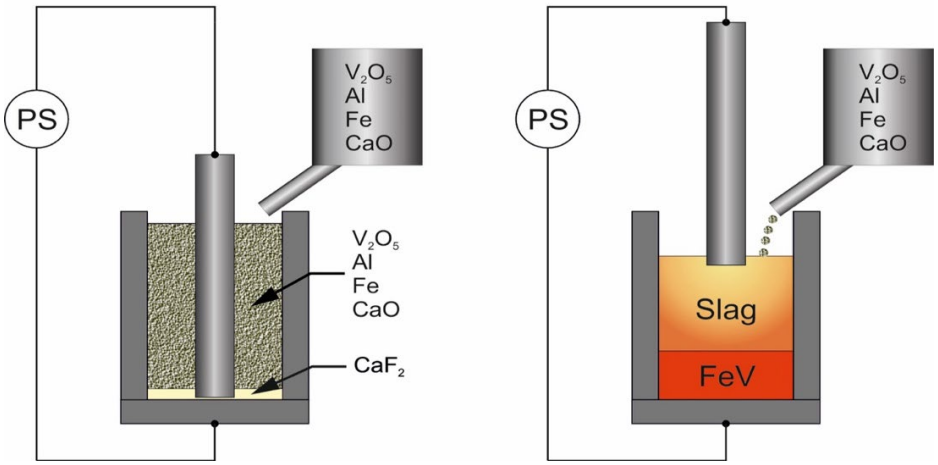
$$3V_2O_5 + 10Al \rightarrow 6V + 5Al_2O_3\ , \quad (1)$$

$$\Delta G^o(T) = -441707 + 24{,}7T, \text{ Дж/моль } O_2 \quad (2)$$

Теплової енергії, що виділяється під час процесу відновлення, достатньо для розплавлення заліза, доданого для отримання бажаного складу сплаву, і полегшення розділення металу та шлаку. В алюмінотермічному процесі (терміт-процес) шихта складається з алюмінію, п'ятиокису ванадію (або інших сполук ванадію), залізного брухту (або оксиду заліза) і флюсів, таких як оксид кальцію (вапно) і плавиковий шпат. Отриманий таким методом феровanадій містить 82-85 % V, до 2 % Si, до 1,5 % Mn і до 0,06 % C. Основними недоліками цього процесу є висока інтенсивність реакції зі значними пилогазовими викидами та суттєві втрати металу через його залишки в шлаку. За промислових умов до сплаву переходить 90-95 % ванадію шихти. Кінцевий шлак містить до 4,5 % оксидів ванадію.

Для збільшення вилучення ванадію в сплав застосовують технологічну схему відновної плавки феровanадію з додатковим електропідігрівом. Підігрів шлаку сприяє більш повному відновленню ванадію і покращує умови для розділення металу й шлаку. Процес відновлення протікає менш активно і, відповідно, є більш керованим, ніж термітний, а вилучення ванадію збільшується до 95-97 %. Електроалюмінотермічний метод також дозволяє використовувати як сировину для виробництва феровanадію нижчі оксиди ванадію (V_2O_3, V_2O_4).

У даній роботі експериментально досліджено електроалюмінотермічний процес отримання феровanадію відновленням п'ятиокису ванадію в електрошлаковій плавці з отриманням сплавів з масовою часткою ванадію від 40 % до 85 %. У цьому процесі ванадій відновлюється алюмінієм з оксиду у шарі рідкого шлаку. Разом з оксидом ванадію у шихту додається певна кількість заліза, а також вапно для флюсування глинозему, який є побічним продуктом реакції відновлення. Температура шлакової ванни регулюється за рахунок резистивного нагрівання внаслідок проходження електричного струму крізь неї. Електрошлаковий процес забезпечує кращі умови для відновлення ванадію і розділення продуктів плавки, оскільки шлак залишається достатньо рідким протягом усього процесу плавки, а сам процес протікає з контрольованою інтенсивністю. Загальна схема організації процесу електрошлакової плавки наведена на рис 1.



а б

Рис. 1. Схема проведення процесу електрошлакової плавки: а – ініціювання процесу; б – плавлення шихти

Дослідні плавки проводили на лабораторній електрошлаковій печі типу УШ-114 та на печі типу А-550. Джерелом ванадію в шихті був гранульований технічний п'ятиокис ванадію фракцією 3-5 мм, який містив, % мас.: 82-86 V_2O_5; 3-8 Al_2O_3; 4-7 CaO; до 2 Fe_2O_3; до 1,5 TiO_2; до 0,3 SiO_2; до 0,5 інших домішок. Як відновник використовували подрібнені алюмінієві відходи з розміром частинок 3-5 мм. До складу шихти також входив залізний порошок фракцією 1 мм. Стехіометричний розрахунок згідно з реакцією (1) слугував відправною точкою для визначення складу шихти.

Для регулювання хімічного складу шлакової ванни застосовували вапно і фтористий кальцій. Враховуючи діаграму рівноваги в системі CaO-Al_2O_3, кількість вапна повинна становити 48-53 % від кількості Al_2O_3. Кількість фтористого кальцію визначали експериментально, оскільки він слугує не лише розріджувачем шлаку, але і регулятором його електричного опору.

Процес здійснювали в графітовому тиглі. Плавку починали твердим стартом з розплавлення частини шлакоутворювальних матеріалів у тиглі для утворення рідкої шлакової ванни. Під час експериментів на лабораторній печі УШ-114 шлак формували на основі флюсу типу АНФ-28. Після утворення в тиглі рідкої шлакової ванни в проміжок між графітовим електродом і тиглем порціями завантажували шихтову суміш. Для регулювання хімічного складу шлаку періодично додавали шлакоутворювальні компоненти. Швидкість завантаження шихти регулювали відповідно до швидкості її плавлення. Після проплавлення усієї шихти робили витримку з підведеним живленням для завершення відновних реакцій у шлаковій ванні і досягнення більш повного розділення металу і шлаку. По завершенні плавки продукти виливали з тигля в металеву форму, зважували та відбирали проби для хімічного аналізу.

У лабораторних умовах було проведено серію плавок для експериментального вивчення особливостей відновного електрошлакового процесу. У табл. 1 і табл. 2 представлено склади шихти та хімічний склад отриманого металу для п'яти лабораторних плавок.

Таблиця 1 – Склад шихти під час лабораторних плавок, г

Експеримент	V_2O_5	Al	Fe	CaF_2	Флюс типу АНФ-28	Разом
10	400	200	50	20	100	770
11	200	100	50	20	100	470
12	500	170	50	20	100	840
13	500	140	50	70	100	860
14	510	140	50	150	–	850

Таблиця 2 – Отриманий хімічний склад металу, % мас.

Експеримент	Al	Si	Ti	V	Fe
10	14,7	2,51	1.63	41,38	38,48
11	7,21	1,43	–	24,45	62,35
12	4,17	2,66	0,64	65,15	25,45
13	7,38	4,0	0,44	61,29	23,03
14	11,0	3,5	–	67,00	15,00

Експериментальні плавки в невеликому об'ємі (до 1 кг) на установці УШ-114 дозволили відрегулювати склад шихти для отримання шлаку з необхідними густиною та електричним опором, щоб забезпечити належний перебіг процесу відновлення та гарне розділення шлаку і металу. Оскільки об'єм розплаву був невеликим, а тривалість плавлення шихти не перевищувала 5 хвилин, швидке охолодження розплаву під час плавок негативно впливало на повноту відновлення.

На підставі даних, отриманих під час лабораторних експериментів, було розроблено шихтову суміш для виплавки феровanадію за електрошлаковою технологією в більшому об’ємі на печі типу А-550 (табл. 3).

Таблиця 3 – Склад шихти для відновної плавки на печі А-550, %

V_2O_5	Al	Fe	CaF_2	CaO	Разом
55,1	23	5,1	1,1	15,7	100

Співвідношення шлакоутворювальних компонентів у шихті обирали так, щоб на початку плавки отримати рідку шлакову ванну, утворену з CaF_2 і CaO, а в подальшому, по мірі надходження в шлак Al_2O_3, вміст CaO у шлаку підтримувати на рівні 48-53 %.

Під час плавки шихта плавилась досить швидко, але без вираженого піроефекту. Тривалість періоду проплавлення шихти склала 16 хвилин. Далі ще 4 хвилини шлакову ванну витримували під струмом. Після завершення плавки продукти повністю злились з тигля в сталеву форму.

Вихід процесу складався з 7,15 кг металу та 15,9 кг шлаку. Загальна маса вихідної шихти становила 23,6 кг. Втрати за рахунок викидів і випаровування склали 0,55 кг. Вилучення ванадію в метал склало 86 %. Хімічний склад отриманого сплаву наведено в табл. 4. Витрата електроенергії склала 1,958 кВт-год на кілограм отриманого металу.

Таблиця 4 – Хімічний склад отриманого сплаву, % мас.

Al	Si	Ti	V	Mn	C	Fe
1,67-2,93	0,6-1,17	0,3	72,68-74,27	0,08-0,11	2,08	21,44-21,69

Слід зазначити, що високий вміст вуглецю в металі є наслідком здійснення процесу в графітовому тиглі. Ведення процесу в тиглі з вогнетривкою футерівкою виключає надмірне навуглецювання сплаву.

Затверділий шлак мав сірий колір і волокнисту структуру та містив 4-6 % V_2O_5, 52-59 % Al_2O_3, 32-36 % CaO. Середній вміст ванадію в шарі шлаку збільшувався знизу вверх по висоті від 1,12 % в нижніх шарах (близько кордону

«шлак-метал») до 1,79 % в середніх об’ємах, і до 2,15 % поблизу поверхні «шлак-атмосфера».

Дослідження зразків шлаку під електронним мікроскопом виявило поблизу межі «шлак-метал» наявність чисельних вкраплень металу середнім розміром близько 125 нм, які складаються з ванадію і алюмінію (до 1-2 %). Товщина шару шлаку, збагаченого металом, становить приблизно 8 мм. Хімічний аналіз шлаку в цій зоні показав, що він складається переважно з оксидів кальцію та алюмінію, і незначної кількості оксиду ванадію. В середніх об’ємах шару шлаку вкраплень металу менше. Вони менші за розміром (до 70 нм) та містять більший відсоток алюмінію. У поверхні «шлак-атмосфера» середній розмір вкраплень металу становить 10 нм, а вміст алюмінію в них близько 4 %.

Майже всі виявлені в шарі шлаку металеві вкраплення за хімічним складом складаються з ванадію і невеликої кількості алюмінію. Вони практично не містять домішок заліза, що свідчить про те, що відновлення ванадію в основному відбувається на краплях алюмінію. Краплі заліза, які мають більшу густину, вочевидь швидше відокремлюються від шлаку. Тож рух і коагуляція крапель металу в шарі шлаку відіграють значну роль у розділенні продуктів плавки і формуванні сплаву.

Подальші дослідження у дослідно-промислових умовах на плавильному агрегаті з тиглем більшого об’єму показали, що тривалість витримки шлакової ванни під струмом після повного проплавлення шихти впливає на ступінь відновлення пентаоксиду ванадію зі шлаку і відповідно на ступінь вилучення ванадію у сплав. Так, за витримки тривалістю 10 хв кінцевий вміст V_2O_5 у шлаку становив 11,36 %, за витримки 15-20 хв він становив вже 4,36-5,11 %. Після алюмотермічної плавки без витримки вміст V_2O_5 у шлаку складав 21,57 %.

На підставі результатів проведених досліджень була розроблена і впроваджена технологія отримання в умовах відновної електрошлакової плавки феровanадію, хімічний склад якого відповідає маркам ФВд50, ФВд60 і ФВд80.

Костецький Ю.В.[1], Педченко Е.А.[1], Петренко В.П.[1], Зайцев В.А.[1], Трикозенко Д.І.[2]
([1]ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України; [2]КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)

ОСОБЛИВОСТІ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОГО ПЕРЕПЛАВУ ВИСОКОХРОМИСТИХ БОРВМІСНИХ СТАЛЕЙ

E-mail: y.kostetsky@paton.kiev.ua

Електрошлаковий переплав є провідним методом отримання високоякісних крупних сталевих зливків для виготовлення роторів парових турбін у енергетичному машинобудуванні. ЕШП майже повністю усуває явище грубої макросегрегації у великих сталевих зливках, забезпечує кращу мікроструктуру металу, меншу кількість, розміри та більш рівномірне розподілення неметалевих вкраплень, ніж у литих зливках [1].

Основним класом сталей для виробництва роторів парових турбін є сталі з вмістом хрому 9-12 % [2]. З метою підвищити робочі температури парових турбін до 630 – 650 °С на основі сталі В2 (COST501) була розроблена сталь FB2 із додаванням 1,3 % Co та 0,01 % B [3]. Легування бором дозволило підвищити температуру експлуатації на 20 °С.

Між тим через хімічний склад сталі FB2 (CrMoCoB) в процесі виробництва виникають певні труднощі з точки зору забезпечення цільового хімічного складу зливка ЕШП. Під час переплаву можливе окиснення домішок з високою спорідненістю до кисню – B, Nb, Mn та Si. Активно взаємодіє з киснем та оксидами шлаку алюміній. Окрім того в металі можливе утворення нітридів бору, ніобію, молібдену та ванадію, що негативно впливає на властивості. Ці особливості слід враховувати при виборі шлакової системи. Хімічний склад шлаку визначає характер і напрямок протікання фізико-хімічних процесів та характеристики неметалевих вкраплень. На формування поверхні зливка вливають фізичні властивості шлаку і швидкість переплаву. Тож розплавлений шлак має провідний вплив на металургійні якості зливка ЕШП [4].

Вплив хімічного складу шлаків та його властивостей на якість зливка ЕШП вивчали у багатьох дослідженнях. Ефективним методом зменшення втрат хімічно активних елементів, розчинених в металі, є додавання до розплавленого шлаку

певної кількості сполук, що беруть участь в окислювально-відновних реакціях. Ідея полягає в тому, щоб під час ЕШП підтримувати у рівновазі окислювально-відновні реакції між рідким шлаком і металом. За таких умов вміст хімічно активних елементів у металі зливка буде залишатися стабільним.

Однак забезпечення рівноваги окислювально-відновних реакцій в системі «шлак-метал» під час переплаву сталі типу FB2 (CrMoCoB) є складним завданням. Сталь містить досить невелику кількість бору (0,008–0,011 %) та алюмінію (0,003 %) в той час, як вміст оксиду алюмінію в шлаку великий. Вміст кремнію в металі близько 0,05 %, тоді як вміст SiO_2 в шлаку відносно низький. Відповідно в процесі переплаву між рідкими шлаком і сталлю може протікати реакція:

$$3[Si] + 2(Al_2O_3) = 3[Al] + 3(SiO_2). \quad (1)$$

У результаті цього вміст алюмінію в металі може збільшуватись. Додавання невеликої кількість оксиду кремнію до складу шлаку може запобігти відновленню алюмінію зі шлаку. Однак оксид кремнію шлаку може реагувати з розчиненим в металі бором за реакцією [5]:

$$4[B] + 3(SiO_2) = 2(B_2O_3) + 3[Si]. \quad (2)$$

Таким чином, для зменшення втрат зміцнювального елемента B і запобіганню накопиченню Al в металі, до складу шлаку слід додавати певну кількість SiO_2 і B_2O_3 [5]. При цьому активності SiO_2 і B_2O_3 будуть регулювати розподіл бору між металом і шлаком. Шлак, що має високу основність (відповідно малий вміст SiO_2), є вигідним з точки зору зменшення рівноважного вмісту кисню в металі, запобігання надмірного відновлення кремнію в метал та одночасного зменшення втрат Mn та Nb з окисненням. Оптимізація вмісту кремнію в металі дозволяє контролювати вміст алюмінію та ніобію і забезпечувати отримання цільового вмісту в металі.

З метою експериментального дослідження поведінки легувальних елементів під час електрошлакового переплаву високохромистої борвмісної сталі за різних

умов переплаву, були проведені плавки в лабораторних умовах. Досліджували влив окисного потенціалу атмосфери та складу шлаку на втрати легувальних елементів з окисненням під час переплаву.

Лабораторні плавки здійснювали на установці електрошлакового переплаву типу УШ-114, яка є багатоцільовою установкою для виплавки дрібних зливків з урахуванням вимог сучасної технології. Джерелом живлення був однофазний зварювальний трансформатор ТШС-3000-1 зі ступінчастим регулюванням вторинної напруги.

В ході дослідних плавок на установці УШ-114 здійснювали електрошлаковий переплав литих електродів діаметром 0,04 м і довжиною близько 0,7 м зі сплаву (табл. 1), виплавленого в індукційній печі.

Таблиця 1 – Хімічний склад металу з литого витратного електрода, % мас.

Елемент	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Co	Nb	B
Сер. знач.	0,16	0,42	0,42	12,00	0,40	0,06	1,0	0,72	0,047

Електрошлаковий переплав здійснювали одним електродом у нерухомий кристалізатор із внутрішнім діаметром 50 мм за прямою схемою. При цьому коефіцієнт заповнення складав 0,64. Усі плавки починали на твердому старті. Для зменшення окисного впливу атмосфери у плавильний простір (зазор між електродом і кристалізатором) крізь кільцевий розподільник вдмухували аргон, щоб мінімізували доступ атмосферного повітря.

Були здійснені плавки під флюсом з чистого CaF_2 без та з захистом плавильного простору аргоном (плавки №1 і №2). Витрата флюсу на кожній плавці становила 0,25 кг. Також буди виконані плавки під флюсом 33 % CaF_2-33 % CaO-33 % Al_2O_3 (плавка №3) та з додаванням до нього 1,0 % оксиду бору (плавки №4 і №5) з витратою 0,2 кг на плавку. Після завершення плавок отримані зливки оглядали візуально, відбирали проби на хімічний аналіз та зразки для

металографічних досліджень. На рис.1 представлено зовнішній вигляд зливків, отриманих під флюсом з CaF_2 (а) і флюсом 33 % CaF_2-33 % CaO-33 % Al_2O_3 (б).



а б

Рис. 1. Зовнішній вигляд зливків ЕШП, отриманих під флюсом з CaF_2 (а) і флюсом 33 % CaF_2-33 % CaO-33 % Al_2O_3 (б)

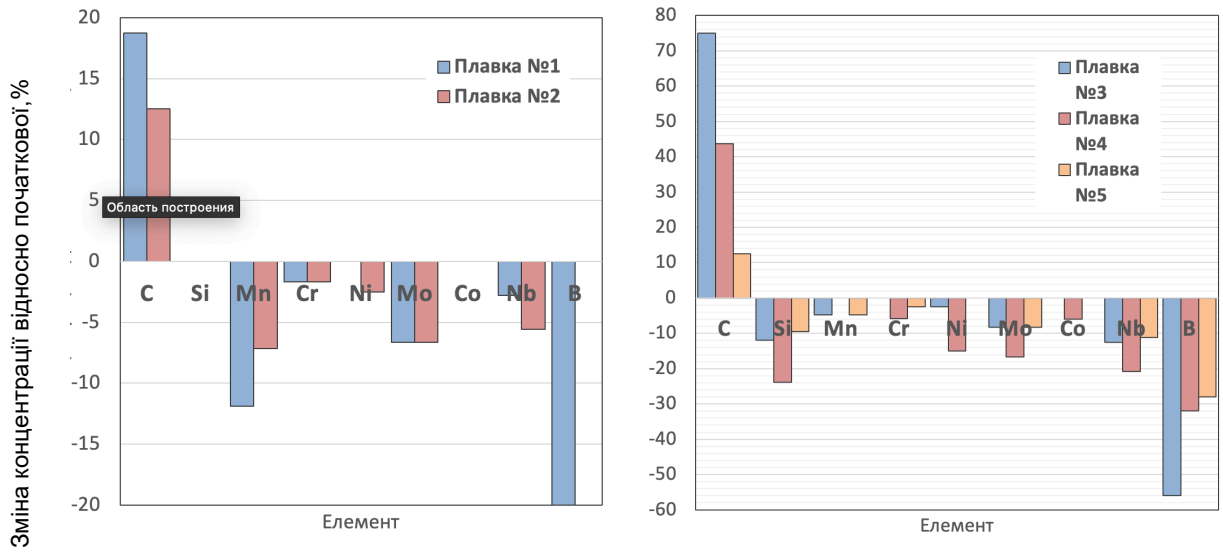
У табл. 2 представлено результати хімічного аналізу проб металу зі зливків ЕШП, отриманих за різних умов переплаву.

Таблиця 2 – Результати хімічного аналізу металу зливків ЕШП

Плавка	Вміст елемента, % мас.									
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	S	Co	Nb	B
№1	0,19	0,42	0,37	11,8	0,40	0,056	0,017	1,00	0,70	0,04
№2	0,18	0,42	0,39	11,8	0,39	0,056	0,015	1,00	0,68	0,05
№3	0,28	0,37	0,40	12,0	0,39	0,055	0,011	1,00	0,63	0,022
№4	0,23	0,32	0,42	11,3	0,34	0,050	0,013	0,94	0,57	0,034
№5	0,18	0,38	0,40	11,7	0,40	0,055	0,015	1,00	0,64	0,036

На рис. 2 представлено дані щодо відносної зміни вмісту елементів в металі після переплаву за різних умов. Плавку №2, на відміну від плавки №1, проводили з захистом плавильного простору аргоном. Відповідно зменшились відносна втрата

марганцю з 12 % до 7 % та бору з мінус 20 % до 0 %. Вміст кремнію в металі не змінився на обох плавках, а втрата молібдену була однакова. Відносна втрата ніобію збільшилась на другій плавці. Проте вона не перевищила 10 % (-3 % на першій і -6 % на другій). Цікаво, що за зменшеного окисного впливу атмосферного повітря, втрат бору під флюсом з CaF_2 не відбулося, навіть без додавання B_2O_3 у шлак (плавка №2). Проте якість поверхні зливків під таким флюсом погана (рис. 1, а).



а б

Рис. 2. Відносна зміна вмісту елементів в металі після переплаву під флюсом з CaF_2 (а) і флюсом 33 % CaF_2-33 % CaO-33 % Al_2O_3 (б)

На рис. 2 (б) представлено дані щодо відносної зміни вмісту елементів в металі після ЕШП під флюсом 33 % CaF_2-33 % CaO-33 % Al_2O_3 без та з додаванням 1,0 % оксиду бору (плавки №3-5). Одразу звертає на себе увагу, що найбільші відносні зміни, за виключенням вуглецю, спостерігаються для бору. Окрім того, результати плавки №4 мають значне відхилення від даних плавок № 3, 4. Зокрема, по кремнію, хрому, нікелю, молібдену, кобальту, що обумовлено нестабільним електричним режимом за підвищеної потужності під час переплаву. Тож ці дані слід вилучити з аналізу і порівнювати між собою дані плавок №3 і №5, які відрізняються лише витратою шлаку (0,2 кг і 0,14 кг).

Аналіз показує, що зменшена витрата флюсу і більш стабільні умови переплаву забезпечили значне зменшення відносної втрати бору. Також трохи зменшилась втрата кремнію і ніобію. Тож можна зазначити, що витрата шлаку помітно впливає на втрати бору. Концентрація кремнію в металі також зменшувалась, хоча і в меншій мірі, ніж бору. Проте застосований шлак, незважаючи на наявність у ньому 1,0 % оксиду бору, не запобігає втратам бору металом під час переплаву.

Таким чином, лабораторні експерименти з електрошлакового переплаву високохромистої борвмісної сталі під флюсом CaF_2 із захистом плавильного простору аргоном та без захисту показали, що за умови зменшення окисного впливу атмосферного повітря зміна вмісту бору і кремнію в металі не відбувалась. При цьому відносні втрати марганцю, хрому, молібдену і ніобію не перевищували 7 % і були меншими, ніж для флюсу 33 % CaF_2-33 % CaO-33 % Al_2O_3-1 % B_2O_3 (окрім втрат марганцю). Однак отримати якісної поверхні зливка не вдалось.

Експерименти з електрошлакового переплаву високохромистої борвмісної сталі під флюсами 33 % CaF_2-33 % CaO-33 % Al_2O_3 та 33 % CaF_2-33 % CaO-33 % Al_2O_3-1 % B_2O_3 і захистом плавильного простору аргоном показали, що додавання оксиду бору в шлак зменшує відносну втрату бору металом у два рази з -58 % до -26 %. При цьому відносні втрати марганцю, хрому, молібдену не перевищують -10 %, а кремнію і ніобію -12 %.

Література:

1. Zeiler G., Bauer R., Putschoengl A. Experiences in manufacturing of forgings for power generation application // Le Metallurgia Italiana. – 2010. – N6. – P.33-40.

2. Цыкуленко А.К. Современные материалы для валов роторов паровых и газовых турбин (требования, состав и способы производства) / А.К. Цыкуленко, Л.Б. Медовар, А.В. Чернец // Проблемы специальной электрометаллургии. – 2001. – №3. – С. 10 – 14.

3. Zeiler G., Putschoegl A. Gas and Steam Turbine Forgings for High Efficiency Fossil Power Plants// Proceedings of the AM-EPRI 2013, Advances in Materials

Technology for Fossil Power Plants: Proceedings from the Seventh International Conference, October 22–25, 2013, Waikoloa, Hawaii, USA. – P. 281-292.

4. Лютый И.Ю., Латаш Ю.В. Электрошлаковая выплавка и рафинирование металла / Под ред. Б.Е. Патона. – Киев: Наук. думка, 1982. – 188 с.

5. Peng L., Jiang Z., Geng X. Design of ESR Slag for Remelting 9CrMoCoB Steel under Simple Protective Ar Gas // Metals. – 2019. – 9(12). – 1300.

Кочешков А.С., Лютий Р.В.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)

СПЕЦІАЛЬНІ СПОСОБИ ЛИТТЯ ТА ЇХ МІСЦЕ СЕРЕД ЛИВАРНИХ ТЕХНОЛОГІЙ

E-mail: rvl2005@ukr.net

Ливарне виробництво – це сукупність технологій заливання форм рідкими металами, які є одними з найдавніших методів обробки металів. Виробництво литих виробів (зброї, знарядь праці, прикрас, побутових предметів) вперше зафіксовано ще у 5 тисячолітті до Різдва Христового. Серед виробів є багато прикладів, отриманих технологіями спеціальних видів лиття (СВЛ).

До СВЛ сьогодні відносять всі можливі методи отримання виливків, які хоч чимось відрізняються від лиття у разові піщані форми.

Майже за 70 віків ливарне виробництво пройшло значний шлях, хоча принцип отримання виливків залишився: форма – розплав – заливання. Досягнення науки і техніки дають змогу отримувати дуже складні за геометрією виливки масою від десятих долів граму до особливо великих та унікальних (майже 600 т).

Протягом розвитку ливарного виробництва народжувались нові методи, деякі відмирали, а потім знову до них повертались. Головна вимога залишається: максимальне наближення виливка до параметрів готової деталі.

Лиття в разові піщані форми переважно використовують для виготовлення деталей із залізовуглецевих сплавів, тоді як частка кольорових сплавів у цій традиційній технології незначна. СВЛ значною мірою розширюють можливості

ливарного виробництва і дають змогу отримувати виливки із усіх відомих і потенційно розроблених в майбутньому сплавів.

Поява ряду СВЛ пов'язана із відкриттями, зробленими в інших, часто далеких від металургії галузях науки. При цьому створення цих способів неодмінно продиктовано напрямом науково-технічного прогресу.

Наприклад, у 1807 р. професор Ф. Рейс винайшов явище переносу дисперсійного середовища під дією електричного струму – електроосмос. Цей рух називали електрофорезом, що започаткувало новий спосіб виготовлення керамічних форм за моделями, що витоплюються.

Перша згадка про лиття під тиском датована 1838 р. – Брусе (газетодрукарська машина), а в 1845 р. Й. Гуттенбер винайшов спосіб лиття друкарських літер, так зване «типографське литво». Вже з 1848 р. спосіб лиття отримав поширення в машинобудуванні (Sn-Pb сплави), з 1860 р. – для лиття Zn-сплавів. Наприкінці XIX ст. розпочато виготовлення виливків із сплавів Al та Cu на машинах з камерами пресування. Цей процес на сьогодні забезпечує найбільш точне литво із найвищою продуктивністю.

За даними відомого аналітика світового ринку металів та історика безпосередньо в галузі ливарного виробництва Віталія Гнатуша [1], заснування окремих СВЛ датовано такими роками:

– 1809: відцентрове лиття з вертикальною віссю обертання;

– 1849: створено першу машину лиття під тиском;

– 1897: використано лиття за моделями, що витоплюють, для виготовлення золотих зубних коронок. Хоча, як відомо, всесвітньо відому «Пектораль» наших пращурів-скіфів відливали саме за восковими моделями;

– 1901: лиття під низьким тиском (перше згадування), але сучасний процес винайдено офіційно в СРСР в 1955 р.;

– 1942: лиття з кристалізацією під високим тиском (рідка штамповка), винахід СРСР;

– 1943: лиття в оболонкові форми (Кронінг-процес), винахід Німеччини;

–1953: лиття за моделями, що газифікуються (ЛГМ), виготовленими із блочного полістиролу. Тут же – 1960 р. – ЛГМ з пінополістиролу (Україна, Одеса), 1964 р. – патент США на виготовлення моделей із гранул пінополістиролу, а з 1966 р. – застосування феромагнітних сипких наповнювачів з формовкою у магнітному полі;

– 1959: лиття вижиманням, винахід СРСР;

– 1971: тиксотропне лиття, винахід США;

– 1972: лиття вакуумним всмоктуванням, винахід США;

– 1983: лиття за моделями, що випалюються, винахід Великої Британії;

– 2006: лиття за крижаними моделями, винахід України.

Очевидно, що кожен спеціальний вид лиття має свій рік народження та автора або творця. І ще далеко не останній вид лиття розроблено.

Наприкінці XX ст. доля СВЛ у загальній кількості виливків складала біля 20 %. За тогочасними прогнозами, ці обсяги литва мали збільшуватись і у двохтисячних роках досягти порядку 40 %. На жаль, сьогодні чимало чинників гальмують прогрес, офіційної статистики немає, але СВЛ поступово зрівнюються за обсягами виробництва із традиційною технологією.

Пропонуємо наше авторське бачення загальної класифікації відомих на сьогодні спеціальних способів лиття, яке зображено на рис. 1.

На сьогодні розроблено та перевірено на практиці значну кількість спеціальних методів виробництва якісних виливків, які забезпечують розмірну точність і чистоту поверхні. За цими способами – майбутнє.

Література:

1. Гнатуш В.А. Метали: подорож у часі. – Київ, 2019. – 131 с.

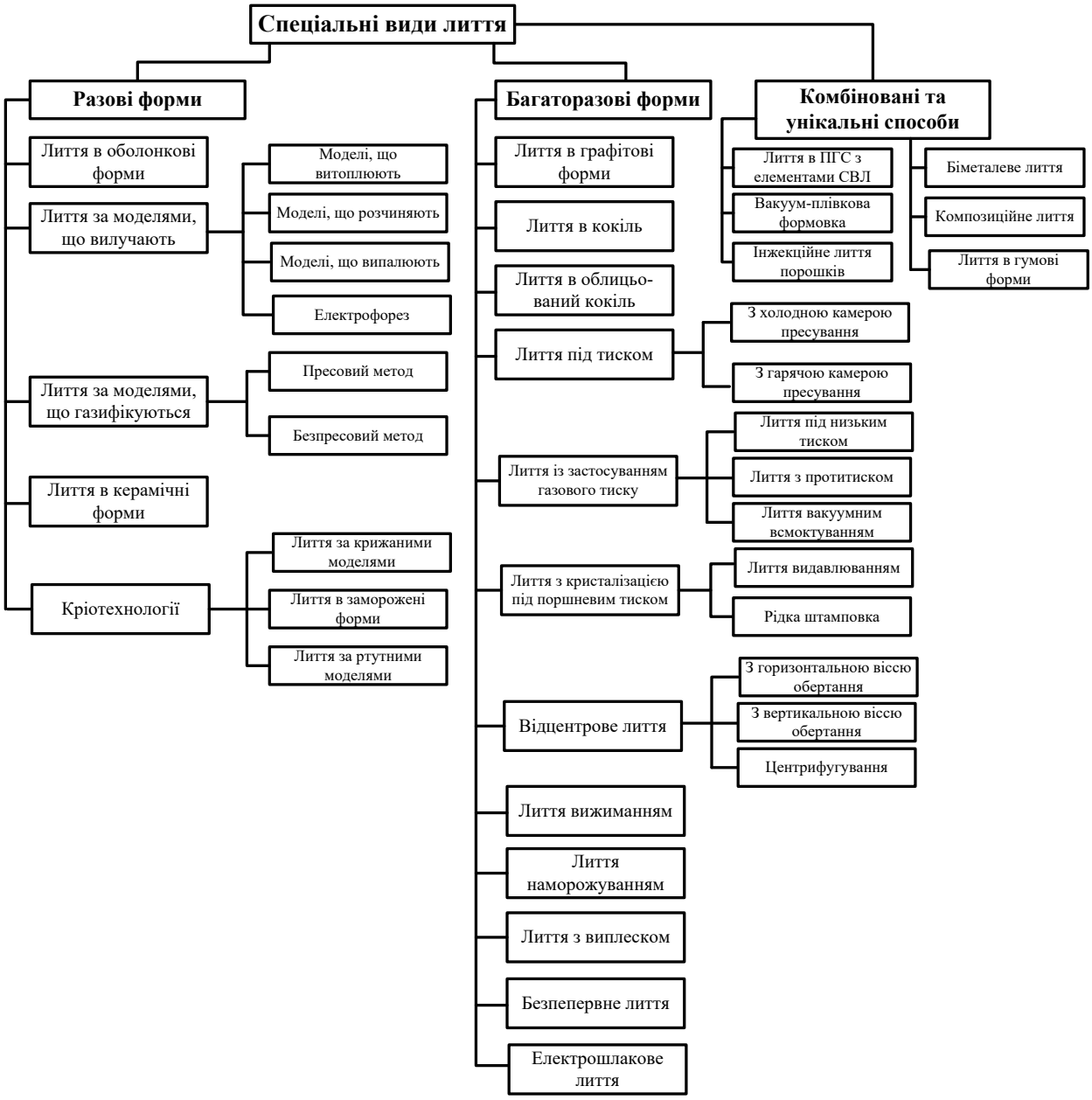


Рис. 1. Класифікація спеціальних видів лиття

Кудін В.В., Івахненко Є.І., Парахнєвич Є.М., Кармазін М.О., Пришеленко В.В., Шалдін О.М.
(НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя)

ВПЛИВ ЛЕГУВАННЯ ВАНАДІЄМ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОМАРГАНЦЕВОЇ СТАЛІ

E-mail: kudin@zp.edu.ua

Незважаючи на багаторічний досвід виробництва високомарганцевої сталі, багаточисленні дослідження впливу різних факторів на весь комплекс ливарних, механічних та експлуатаційних властивостей, витрата і брак виливків

продовжують залишатися не постійними і часто досить високими. Навіть однотипні виливки, в практично однакових умовах експлуатації, відрізняються між собою за стійкістю (терміном експлуатації) в 2-5 рази. Цей факт свідчить, що резерви покращення якості високомарганцевої сталі далеко ще не вичерпані. Тому важливою і актуальною задачею є підвищення якості виливків із високомарганцевої сталі за рахунок раціонального легування і модифікування.

В даній роботі вивчали вплив легування ванадієм на структуру та властивості виливків із високомарганцевої сталі 110Г13Л, а також вдосконалювали режим термічної обробки. Сталь виплавляли на підприємстві ТОВ «ТВІНС СЕРВІС ЛТД» методом переплаву в індукційній печі ІСТ-0,16. Після розплавлення шихти рідкий метал нагрівали до температури 1600 ºС, яку контролювали вольфрам-молібденовою термопарою. Для легування сталі використовували феровanадій марки FeV80. На АТ «МОТОР СІЧ» проводили механічні випробування та металографічний аналіз. Дослідження виливків проводили на сирих та термооброблених при 1050 ºС зразках.

У сталі, легованої ванадієм, крім основної карбідної та фосфідної фаз, відбувалося утворення додаткової фази збагаченої ванадієм. Ванадієві виділення представляли собою округлі або багатогранні частини, розташовані як усередині зерен, так і в прикордонних зонах. Металографічними дослідженнями було встановлено, що неметалеві вкраплення мають розмір від 10 мкм до 0,05 мкм. Кількісний аналіз карбідного осаду загартованих на аустеніт зразків показав, що 70-80 % ванадію знаходиться в матриці твердого розчину і 7-8 % в карбідах. Такий розподіл ванадію в сталі обумовлює зміцнення твердого розчину аустеніту.

Ванадій характеризується великою хімічною спорідненістю до азоту. Металографічні дослідження показали на шліфах блідо-рожеві кристали нітриду та золотисто-рожеві з червонуватим відтінком карбонітриди ванадію. Ці вкраплення зазвичай розташовувалися ізольовано або групами всередині зерен аустеніту. Карбонітриди мають високу температуру дисоціації і завжди виявлялися в металі незалежно від температури нагрівання до температури кристалізації. Це дає змогу

вважати, що ванадій може регулювати процеси кристалізації сталі та ефективно подрібнювати аустенітне зерно (табл. 1).

Таблиця 1 – Вплив присадок ванадію на розмір аустенітного зерна

Вміст ванадію, %	сліди	0,18	0,24	0,34	0,44	0,80
Довжина границь зерен аустеніту, мм/мм^2	20,0	25,7	28,24	33,2	35,0	36,4

Сприятливий вплив ванадію на подрібнення зерна аустеніту пов'язано з частками нітридів та карбонітридів, які випадають з розчину в процесі кристалізації сталі. Встановлено, що ванадій, сприяючи формуванню рівновісної дрібнозернистої будови аустеніту високомарганцевої сталі, підвищує щільність за рахунок зменшення міжкристалічної пористості (табл. 2).

Таблиця 2 – Вплив ванадію на щільність сталі 110Г13Л

Вміст ванадію, %	сліди	0,18	0,24	0,34	0,44	0,80
Щільність, кг/м^3	7 783	7 803	7 807	7 800	7 778	7 730

Аналіз даних табл. 2 показав, що при підвищенні концентрації ванадію в сталі до 0,24 % щільність сталі збільшувалась з 7 783 до 7 807 кг/м^3, при подальшому підвищенні вмісту ванадію щільність сталі знижується та стає нижче, ніж щільність серійної сталі. Можна припустити, що причиною цього є неметалеві вкраплення евтектичного типу, які були виявлені на шліфах при металографічних дослідженнях (табл. 3).

Дані табл. 3 показують, що індекс забрудненості сталі залежить від кількості присадок ванадію. При вмісті ванадію до 0,24 % індекс забрудненості сталі збільшувався, в основному, за рахунок нітридів і карбонітридів ванадію. При більш високих концентраціях ванадію індекс забрудненості має тенденцію до різкого збільшення за рахунок утворення в сталі оксидів і шпінелі ванадію.

Таблиця 3 – Вплив присадки ванадію на ступінь забрудненості сталі 110Г13Л неметалевими вкрапленнями

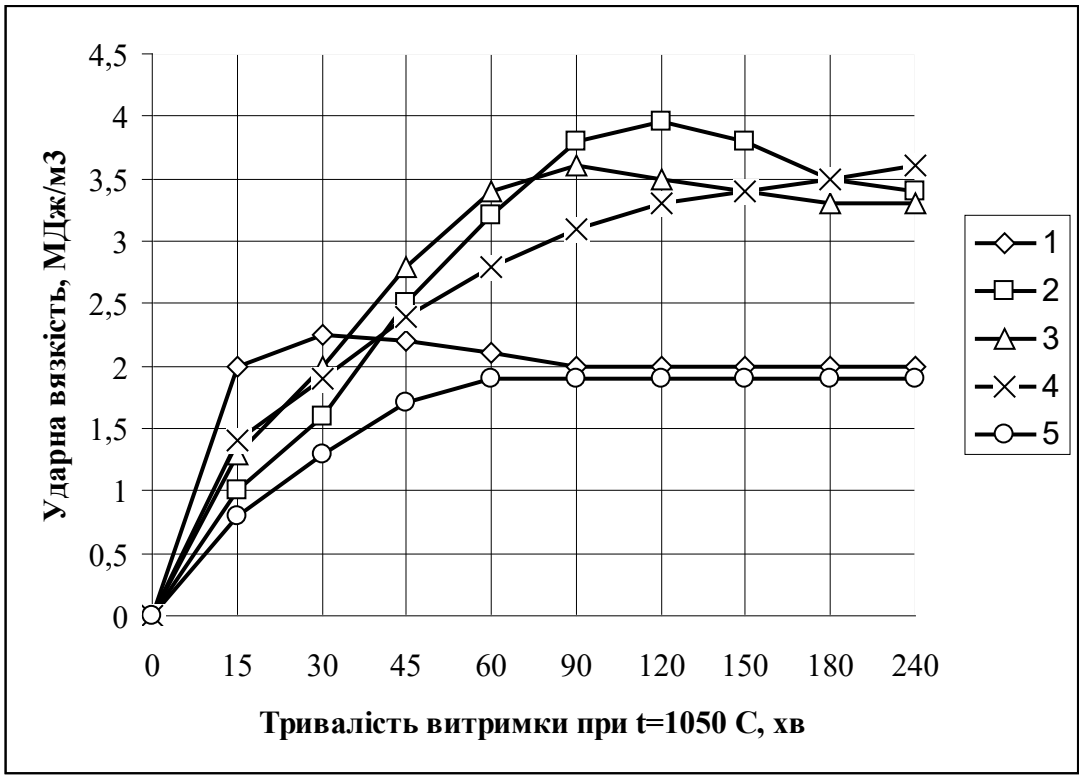
Вміст ванадію, %	Індекс забрудненості, $I \cdot 10^3$			
	загальний	оксисульфідами та силікатами	нітридами та карбонітридами ванадію	оксидами та шпінеллю ванадію
Сліди	0,420	0,420	–	–
0,18	0,620	0,186	0,483	0,021
0,24	0,996	0,179	0,787	0,030
0,44	3,874	0,170	1,292	2,412
0,71	17,740	0,172	3,548	14,020
0,80	25,000	0,169	5,000	19,831

Таким чином, на підставі виконаних досліджень встановлено, що ванадій в загартованій високомарганцевій сталі може знаходитися: твердому розчині аустеніту (70-80 %); карбідах типу VC і V_2C (7-8 %); нітриді й карбонітриді типу VN, V_2N і V(CN) (до 7 %); а також різного роду оксидах V_2O_3, V_2O_5 і шпінелі типу $FeO \cdot V_2O_3$. Вплив ванадію на подрібнення структури пов'язано із зародковою дією карбідних, нітридних і оксидних частинок, що виділяються.

Оскільки ванадій є енергійним карбідоутворювальним елементом, необхідно звертати особливу увагу на зміну термічної обробки сталі, легованої ванадієм. Для дослідження впливу ванадію на механічні властивості високомарганцевої сталі були проведені дослідні плавки. Для кожної партії зразків із різним вмістом ванадію підбирали відповідний режим термічної обробки. Зразки для випробування механічних властивостей завантажували в піч. При досягненні температури 1050 ºС та після відповідної витримки при цій температурі до 240 хвилин проводили гартування у воді (рис. 1).

Цей експеримент показав, що для поліпшення механічних властивостей час витримки при температурі 1050 ºС перед гартуванням необхідно збільшити на 25-30 %. Металографічними дослідженнями встановлено, що із збільшенням часу витримки карбіди ванадію поступово подрібнюються і при оптимальній витримці стають невиразними під світловим мікроскопом. Зразки сталі, що містять більше

0,6 % ванадію, навіть при витримці 4 години містили велику кількість карбідів та мали знижені механічні властивості.



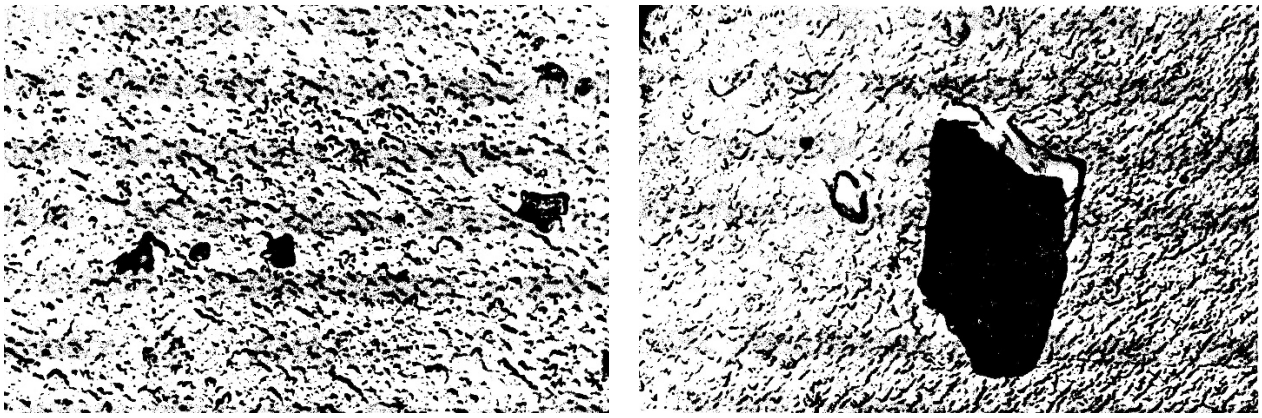
1 – сліди; 2 – 0,18 %; 3 – 0,24-0,34 %; 4 – 0,44 %; 5 – 0,7-0,8 %

Рис. 1. Зміна ударної в'язкості високомарганцевої сталі 110Г13Л при різному вмісті ванадію та витримці при температурі гартування

Вибір оптимального режиму термообробки дав змогу отримати максимально можливі властивості сталі. Ванадій збільшує показники міцності, пластичності та ударної в'язкості сталі 110Г13Л. Найкращі механічні характеристики отримані при присадці ванадію в кількості 0,15-0,30 %. Відносне подовження та звуження при цьому збільшувалися на 50-60 %, ударна в'язкість на 80 %, а межа міцності збільшилась на 5 %. При збільшенні вмісту ванадію понад 0,6 % механічні властивості сталі поступово зменшувалися.

Наслідком зниження пластичності та в'язкості є неметалеві вкраплення оксидів і шпінелі, а також карбідів, загальний вміст яких збільшувався по мірі підвищення концентрації ванадію. Наприклад, при підвищенні вмісту ванадію в сталі з 0,24 % до 0,80 % індекс забрудненості неметалевими вкрапленнями зростав

у 25 разів (табл. 3, рис. 2), відповідно механічні властивості сталі знижувалися, ударна в'язкість з 3,6 до 2,2 МДж/м^2, відносне подовження з 35 % до 18 %.



а б

Рис. 2. Неметалеві вкраплення високомарганцевої сталі 110Г13Л при різному вмісті ванадію, (×10000): а – 0,24 %; б – 0,80 %

Легування ванадієм високомарганцевої сталі з відносно високим вмістом фосфору призводило до значного підвищення механічних характеристик. Пояснюється це утворенням великої кількості дрібнодисперсних неметалевих вкраплень карбонітридів ванадію, які виступали додатковими центрами кристалізації, що подрібнювали аустенітне зерно. Протяжність границь зерен при цьому різко зростала і вкраплення фосфідної евтектики розподілялися на більшій довжині. Таким чином відбувалося відносне очищення границь зерен, за рахунок чого реалізувався ефект легування.

Кусков Ю.М.[1], Фесенко М.А.[2]
([1]ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України; [2]ДНДІ МВС України, Київ)

ФОРМУВАННЯ ЗОНИ СПЛАВЛЕННЯ ХРОМИСТОГО ЧАВУНУ ЗІ СТАЛЛЮ ПРИ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОМУ НАПЛАВЛЕННІ ДРОБОМ У СТРУМОПІДВІДНОМУ КРИСТАЛІЗАТОРІ

E-mail: fesmak@ukr.net

Формування в зоні сплавлення різнорідних металів і сплавів проміжних крихких структур, або структур грубої будови може призводити до виникнення в цій зоні безпосередньо при наплавленні або в процесі експлуатації виробів тріщин, які знижують їх довговічність або повністю виводять з ладу.

Устаткування гірничовидобувної галузі найчастіше експлуатується за умов підвищеного абразивного зношування, що супроводжується ударними навантаженнями різної інтенсивності. Тому для захисту робочих поверхонь деталей такого обладнання використовують біметалеві армувальні елементи.

Їх стійкість визначається не тільки якістю та спеціальними властивостями наплавленого металу, а й властивостями зони сплавлення основного та наплавленого металів (сплавів).

Підвищення пластичності металу перехідної зони за рахунок формування в ній дрібнозернистих фаз має підвищувати опір цієї зони утворенню та розповсюдженню тріщин. Електрошлакова технологія наплавлення дискретним матеріалом (дробом) у струмопідвідному кристалізаторі дає змогу вирішувати дане питання.

У роботі проведено дослідження з наплавлення на сталеві заготовки шару високохромистого чавуну (~18 % хрому). Наплавлення здійснювалася дробом діаметром 1,6...2,0 мм у струмопідвідному кристалізаторі діаметром 150 мм. В результаті наплавлення отримували перехідну зону мінімальної ширини (~50 мкм) із відносно дисперсною структурою. Розподіл у цій зоні основного легувального елемента – хрому – визначено за допомогою мікроаналізатора MS-46 фірми «Cameca», підтвердили результати оптичної металографії.

Було проведено порівняльну оцінку мікроструктур, сформованих у зоні біметалевого з'єднання високохромистих чавунів аналогічного складу, наплавленого в струмопідвідному кристалізаторі та отриманого за технологією фірми ESCO, яка працює в галузі створення біметалевих армувальних елементів (сталь + високохромистий чавун) для захисту робочих поверхонь, наприклад, ковшів екскаватора, навантажувачів та іншого обладнання, таких фірм, як Komatsu, Volvo, Terex тощо.

Ці елементи не рекомендується використовувати при ударних навантаженнях.

Встановлено, що технологія наплавлення дробом у струмопідвідному кристалізаторі дає змогу сформувати структуру з меншими розмірами основних складових – карбідів та евтектики, відповідно до 2,5 та 2 разів. Це розширює галузь застосування наплавлених армувальних елементів.

Лаврись С.М., Погрелюк І.М., Яценко А.О.
(ФМІ НАН України, м. Львів)

ВПЛИВ РЕЖИМУ АЗОТУВАННЯ, СУМІЩЕНОГО З ТЕРМІЧНИМ ОБРОБЛЕННЯМ, НА ПОВЕРХНЕВЕ ЗМІЦНЕННЯ СПЛАВУ ВТ22

E-mail: lavrys@gmail.com

Досліджено вплив часової експозиції під час азотування, суміщеного зі зміцнювальним термічним обробленням (рис. 1), на поверхневе зміцнення двофазного титанового сплаву ВТ22 (Ti–5Al–5Mo–5V–1,5Cr–1Fe). Встановлено, що зі збільшенням часової експозиції під час азотування на першій, другій чи на обидвох стадіях термічного оброблення на поверхні формується двофазний нітридний шар (Ti_2N та TiN). Виявлено, що зі збільшенням часової експозиції одночасно на обидвох стадіях зростає інтенсивність нітридоутворення, а також поверхнева мікротвердість та глибина зміцненого шару (до 8,5 ГПа та 30 мкм, відповідно).

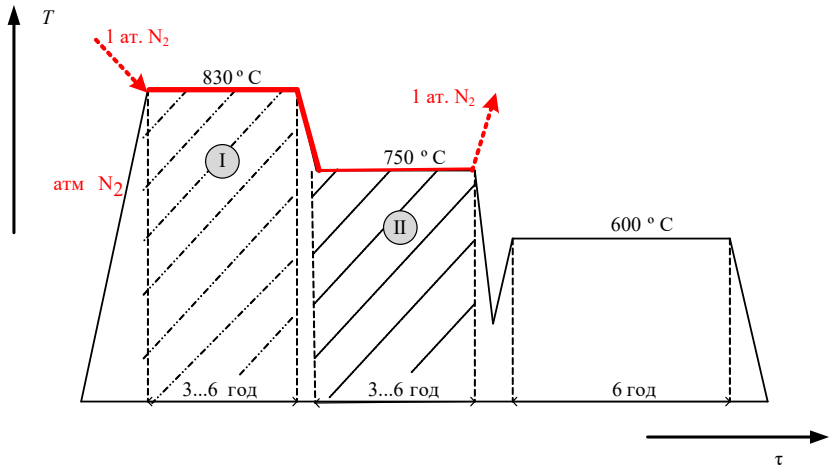


Рис. 1. Режим азотування, суміщеного із зміцнювальним термічним обробленням сплаву ВТ22

Левченко Г.Б., Полегенько О.О.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)

ЖАРОМІЦНІ СПЛАВИ НА ОСНОВІ ІНТЕРМЕТАЛІДІВ

E-mail: glebchenko14@gmail.com

Інтерметаліди – хімічні сполуки двох або декількох металів у певних кількісних (стехіометричних) співвідношеннях (напр. NiTi, Ti_3Al, Cu_2MnAl). Вони утворюються внаслідок взаємодії компонентів при сплавленні, конденсації з парової фази, а також при перетвореннях у твердому стані. Лише в подвійних системах синтезовано майже 7 тисяч, а загалом – до 14 тисяч інтерметалідів. Вони займають проміжне становище між металами та кераміками (як за типом хімічного зв'язку, так і за властивостями), але мають переважно металевий зв'язок. На відміну від звичайних металів та сплавів, інтерметаліди мають кращу високотемпературну міцність, високі антикорозійні та антифрикційні властивості [1].

Однією з найбільш важливих властивостей інтерметалідів, як основи для створення конструкційних матеріалів є поєднання їх високої жаростійкості, жароміцності та питомої міцності [2]. Для прикладу, інтерметалід Nb_5Si_3 має тетрагональну ґратку, високу температуру плавлення (2484 °C), густину лише на 10 % нижчу, ніж у сталі, та високу вартість, що робить його малопривабливим для

виробництва багатьох жароміцних деталей типу газотурбінних лопаток, камер двигунів, тощо. Інтерметалід Zr_5Si_3 з гексагональною ґраткою має лише на 150 ºС нижчу температуру плавлення та помітно нижчу густину (6 г/см^3) і меншу вартість та може використовуватись в атомній енергетиці.

Для газотурбінного машинобудування основними інтерметалідними сплавами є алюмініди нікелю AlNi з кристалічною структурою B_2 (ОЦК) і температурою плавлення 1638 °С та Ni_3Al з ГЦК-решіткою L_{12} і температурою плавлення 1360 °С. Густина обох сполук є майже однаковою, і, незважаючи на нижчу температуру плавлення другого інтерметаліду, він є більш технологічним, а його ґратка здатна до більш ефективного розчинення легувальних елементів та зміцнення [3].

Протягом багатьох десятиріч алюмініди титану розглядаються як потенційна альтернатива алюмінідам нікелю. Хоча γ-TiAl має також ГЦК ґратку, проте його кристалічна структура відрізняється від структури Ni_3Al і має структуру L_{10}, яка не забезпечує сплавам на основі такого інтерметаліду достатнього рівня механічних властивостей. Температура плавлення TiAl становить 1480 °С, а дуже мала густина (4,1 г/см^3) робить його затребуваним в аерокосмічній галузі в якості матеріалу для газотурбінних двигунів та компонентів обшивки літальних апаратів [4].

Підвищення механічних та експлуатаційних властивостей алюмінідів нікелю досягається головним чином легуванням: бор підвищує міцність та твердість, покращує зносостійкість, підвищує жаростійкість і зменшує схильність до крихкого руйнування; хром і титан підвищують жаростійкість та корозійну стійкість, міцність і твердість; молібден та вольфрам мають схожий вплив, але також зменшують схильність до крихкого руйнування [5].

Для алюмінідів титану зміна властивостей більшою мірою пов’язана зі зміною структури через вплив різного виду обробки – термомеханічної, термічної, тощо. Легування гафнієм, молібденом, танталом, ванадієм, вольфрамом, оловом, кремнієм та марганцем також грає позитивну роль у питанні, зокрема, підвищення міцності та низькотемпературної пластичності алюмінідів титану, проте найсильніший вплив на ці параметри має ніобій. Високий вміст ніобію (на рівні

20 % мас.) у сплаві на основі α_2-Ti_3Al дозволив створити окремий інтерметалідний сплав, особливість якого полягає в підвищені температури шкідливої надпластичності з 600 до 900 ºС і забезпеченні максимальної стабільності механічних властивостей в усьому інтервалі температур експлуатації [6].

Інша перспективна основа для сплавів на основі інтерметалідів базується на силіцидах молібдену, які характеризуються високою температурою плавлення, високою твердістю та не надто високою густиною. Вони використовуються в діапазоні температур 1200–1600 °С з агресивними середовищами, тому застосовуються в аерокосмічній, енергетичній, хімічній промисловості, машинобудуванні та інших галузях. До мінусів таких матеріалів належать висока крихкість при кімнатній температурі та недостатня міцність при високій температурі, хоча потенційно їх можна використовувати при температурах вище 1600–2000 °С за умови додаткового легування або армування. Зазвичай інтерметаліди системи Mo-Si легують такими елементами: титан підвищує міцність, твердість і модуль пружності; ванадій та бор покращують зварюваність і оброблюваність; хром підвищує жаростійкість і корозійну стійкість, азот підвищує міцність, твердість і жаростійкість [7].

Література:

1. Інтерметаліди та матеріали на їхній основі / С. О. Фірстов // Енциклопедія Сучасної України [Електронний ресурс] / Редкол.: І. М. Дзюба, А. І. Жуковський, М. Г. Железняк [та ін.]; НАН України, НТШ. – К.: Інститут енциклопедичних досліджень НАН України, 2011. – Режим доступу: https://esu.com.ua/article-12407

2. Takasugi T. Intermetallic Alloys. Metals. 2019; 9:940. https://doi.org/10.3390/met9090940

3. Симс Ч.Т. Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок / под ред. Симса Ч.Т., Столоффа Н.С., Хагеля У.К.: Пер. с англ. В 2-х книгах. Кн 1. / Под ред. Шалина Р.Е. – М.: Металлургия, 1995. – 384 с.

4. Avdeeva V., Bazhina A., Antipov M., Stolin A., Bazhin P. Relationship between Structure and Properties of Intermetallic Materials Based on γ-TiAl Hardened In Situ with Ti_3Al. *Metals*. 2023; 13(6):1002. https://doi.org/10.3390/met13061002

5. C. Herzig, S. Divinski. Essentials in diffusion behavior of nickel- and titanium-aluminides. Intermetallics. 2004. 12 (7-9). – P. 993–1003. https://doi.org/10.1016/j.intermet.2004.03.005

6. Леговані сталі та сплави з особливими властивостями. Підручник / Куцова В.З., Ковзель М.А., Носко О.А. Дніпропетровськ: НМетАУ, 2008. – 348 с.

7. Melih Cemal Kushan, Yagiz Uzunonat, Sinem Cevik Uzgur and Fehmi Diltemiz (2012). Potential of MoSi2 and MoSi2-Si3N4 Composites for Aircraft Gas Turbine Engines, Recent Advances in Aircraft Technology, Dr. Ramesh Agarwal (Ed.), ISBN: 978-953-51-0150-5, InTech, Available from: http://www.intechopen.com/books/recent-advances-in-aircraft-technology/potential-of-mosi2-and-mosi2-si3n4-composites-for-aircraft-gas-turbine-engines

Лисенко Т.В., Крейцер К.О., Козішкурт Є.М.
(НУ «Одеська політехніка», м. Одеса)

ВАКУУМУВАННЯ МАГНІЄВИХ СПЛАВІВ ПІД ЧАС ЛИТТЯ ПІД ВИСОКИМ ТИСКОМ

E-mail: tvl12odessa@gmail.com, dakerkir@gmail.com

У сучасній техніці найбільш актуальним є розвиток магнієвого виробництва. Магній за останнє десятиліття з рідкісного матеріалу для космічної індустрії став третім найбільш часто використовуваним металом після заліза та алюмінію.

Крім високих характеристик, цей метал дуже конкурентоспроможний у рамках ринкової економіки. Це обумовлено його поширеністю, це восьмий елемент у земній корі і третій у морській воді.

Магнієві сплави застосовуються в багатьох галузях промисловості, таких як корпуси електроінструментів, біоінженерії тощо. Вироби з магнієвих сплавів легко утилізуються, не завдаючи шкоди навколишньому середовищу, і безпечні при

контакті з людиною. Завдяки своїм унікальним властивостям магнієві сплави знайшли найбільший розвиток як матеріали з високими фізичними та хімічними властивостями.

Для підвищення якості тонкостінного лиття з магнієвих сплавів під тиском була додатково розроблена технологія вакуумування форми при виготовленні виливків з магнієвих сплавів при литті під тиском.

Активні гази, такі, як водень, азот, надходять у виливок, змішуючись при заповненні форми турбулентним і дисперсним потоками. Використання вакуумування форми, як це робиться при литті алюмінієвих сплавів, не представляється можливим, тому що магній випаровується.

Експерименти проводилися під час лиття під високим тиском радіаторів з магнієвих сплавів. Для зниження загазованості в литві автором запропоновано технологічне рішення по використанню вакуумування форми в режимі виключення виходу з форми парів магнію. Технологічний процес передбачає використання лабіринтового відсмоктування повітря з форми.

Результати експерименту показали, що ефективність роботи лабіринтового відсікача досить висока. Кристалізація як парів магнію, так і дисперсної складової рідкого сплаву, забезпечується хвилями відсікача. Два паралельних хвильових контури досить надійно перекривають вакуумний вихід прес-форми. На другу хвилю густина знижується на 15-20 %, що відповідає фізичному процесу. В результаті експериментів виявилося, що був усунутий такий дефект виливків, як газова пористість.

Прес-форма була обладнана лабіринтовим каналом для вакуумування форми в момент початку запресування (рис. 1). Надалі це підтвердило правильність рішення, завдяки тому, що цей канал мав низьку температуру, повітря з форми видалялось, а магній не проходив.

Використання всіх передбачених засобів ущільнення, як периметра обойми, лабіринтових вставок і прес-склянки, дало позитивні результати. Рівень вакууму піднявся до значення (-0,066 МПа), що є достатнім.

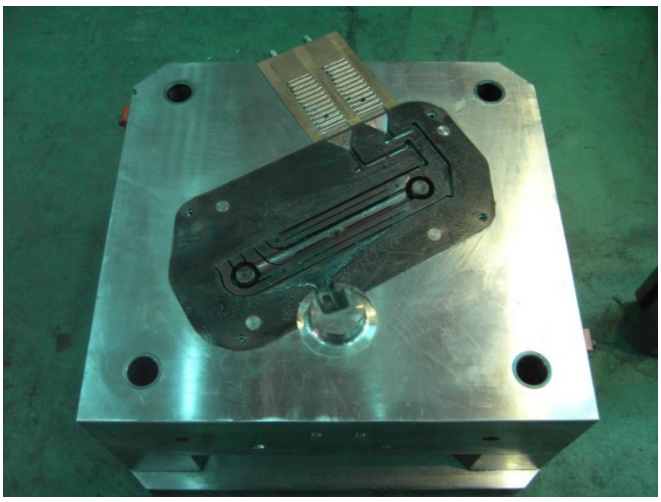


Рис. 1. Нерухома частина прес-форми для виготовлення радіаторів з магнієвих сплавів на машині лиття під тиском

Проведені дослідно-промислові перевірки показали високу якість отриманих виливків із магнієвих сплавів без дефектів. Це дає змогу використовувати цю технологію і підвищити характеристики радіаторів через заміну алюмінієвого сплаву на магнієвий.

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

ПОРІВНЯЛЬНИЙ АНАЛІЗ СУЧАСНИХ СПОСОБІВ ВИГОТОВЛЕННЯ МЕТАЛЕВИХ ВИРОБІВ

E-mail: rvl2005@ukr.net

Спосіб виготовлення деталі має врахувати можливі переваги, які може забезпечити та чи інша технологія. В результаті вибраний спосіб виробництва має забезпечити отримання литої заготовки, максимально наближеної до розмірів та конфігурації готової деталі. Вибір процесу має відбуватися з урахуванням усього виробничого циклу: механічного та термічного оброблення, монтажу, технологічних та економічних умов виробництва.

Вибір технологічного процесу багато в чому залежить від кількості необхідних для виготовлення деталей, тобто серійності виробництва. Вартість

матеріалу на одиницю виробу майже не залежить від серійності, однак слід звернути увагу на статті вартості, які залежать від тривалості виготовлення (заробітна плата працівників, адміністративні витрати), які, в свою чергу, значною мірою залежать від серійності.

Застосування способу лиття забезпечує порівняно більшу свободу з точки зору конструювання деталі. Виливки часто мають складні виступи, нерівні поверхні, тонкі високі ребра, розташовані під різними кутами, несиметричні заглиблення тощо. Застосування спеціальних способів лиття значною мірою розширює ці можливості. Наприклад, якщо литтям у піщану форму неможливо отримати сталеві виливки з товщиною стінок менше 5 мм, то литтям за моделями, що витоплюються, виготовляють деталі з товщиною 2 мм. Лиття під тиском забезпечує отримання отворів діаметром 2 мм, в той час як традиційним способом отвори менше 20 мм не відливають. Відомі способи виготовлення виробів з металу та їх порівняльну характеристику наведено в табл. 1.

Зважаючи на те, що сьогодні великих обертів набуває адитивне виробництво, яке є принципово новим технологічним процесом, його також внесено до цієї порівняльної таблиці.

Як видно із табл. 1, кожен спосіб виготовлення металевих деталей має свою галузь застосування. При цьому в багатьох випадках вони є взаємозамінними. Тому одним із важливих завдань науки та практики є правильний вибір технологічного процесу. Аналіз потенційних можливостей адитивного виробництва приводить до висновку, що ця технологія є дуже перспективною і підготовка фахівців у цій галузі, зокрема за оновленими освітніми програмами, є актуальною.

Таблиця 1 – Порівняльна характеристика способів виготовлення металевих виробів

Характерні особливості	**Виливок**	**Зварна деталь**	**Поковка**	**Порошковий виріб**	**Адитивні технології**
Матеріал	Переважна більшість металів і сплавів	Листове залізо, труби, сталеві прутки та профілі	Вуглецеві та леговані сталі, мідні та легкі сплави	Порошки металів та сплавів	Порошки металів та сплавів
Габаритні розміри	Обмежується місткістю плавильних печей та ливарних машин	Необмежені (за умови монтажу на місці)	Обмежується розмірами та потужністю пресів	Виключно дрібні деталі	Обмежується робочою зоною (зоною побудови) принтера
Механічні властивості	Нижчі, ніж у поковок	Близько 80% від міцності матеріалу	Високі	Нижчі, ніж у поковок	Високі
Найменша товщина стінок	2 мм – в піщану форму; 0,5 мм – під тиском	Менше 1 мм	Отримання тонких стінок ускладнено	Мінімально 0,8 мм	Обмежується розміром порошку ($\leq$ 0,1 мм)
Чутливість до різниці у товщині стінок	Висока	Невисока	Висока	Висока	Невисока
Можливість отримання протяжних виробів	Можливо	Просто	Просто	Можливо	Можливо
Можливість отримання складних ребристих виробів	Просто	Складно	Неможливо	Складно	Просто
Точність розмірів	Залежить від типу процесу і оснащення	Небезпека викривлення великих деталей	Невисока	Висока	Висока
Шорсткість поверхонь	Залежить від типу процесу і оснащення	У місцях зварювання висока	Невисока	Невисока	Невисока
Вартість	Менша, ніж в інших способах	Середня	Висока	Висока	Висока
Вартість оснащення	Залежить від типу процесу і оснащення	Низька	Висока	Висока	Висока
Трудомісткість	Низька	Висока	Висока	Висока	Висока
Продуктивність	Залежить від типу процесу і оснащення	Невисока	Висока	Висока	Низька

Майборода В.С.[1], Налімов Ю.С.[2]
([1]КПІ ім. Ігоря Сікорського»; [2] ІПМ ім. Г.С. Писаренка НАН України, Київ)

ЗАСТОСУВАННЯ КОМПЛЕКСНОЇ МАГНІТНО-АБРАЗИВНОЇ ТА ХІМІКО-ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ ДОВГОВІЧНОСТІ СПЛАВІВ АВІАЦІЙНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ

E-mail: maiborodavs@gmail.com

Забезпечення підвищеної довговічності виробів, які експлуатуються в умовах знакозмінних навантажень, безсумнівно, є актуальною проблемою. Одним із шляхів вирішення цієї проблеми є цілеспрямований вплив і формування специфічних властивостей поверхневого шару деталей, тому що саме в поверхневих шарах деталей при їх експлуатації, як правило, виникають підвищені напруження, які сприяють зародженню тріщин утоми. Крім того супутніми факторами, що негативно впливають на опір утоми, є мікроконцентратори напружень у вигляді підвищеної шорсткості поверхні, мікроподряпин, позитивні внутрішні напруження як першого, так і другого роду, які пов’язані з технологічною спадковістю виготовлення виробів, «структурні надрізи» у вигляді окремих аномально великих зерен у поверхневих шарах, що є причиною спотворення або навіть локальної зміни напруженого стану в місцях їх розташування, мікротріщини і т. ін. Виходячи із зазначеного, при виготовленні відповідальних деталей, таких, наприклад, як лопатки ГТД, особливу увагу приділяють методам фінішного оброблення з метою формування особливих властивостей поверхневих шарів виробів. Саме методи фінішної поверхневої обробки дають змогу в більшості випадків забезпечити формування властивостей поверхневих шарів виробів, які позитивно впливають на гальмування процесів, пов'язаних із зародженням тріщин утоми та їх розвиненням. Традиційно до таких методів можна віднести методи поверхневого пластичного деформування, методи дифузійного насичення поверхневого шару, методи фізичного осадження спеціальних покриттів з наступним зміцненням перехідного шару матеріалу, що знаходиться під покриттям, для усунення ефекту «скляної сорочки» в перехідній зоні субстрат-покриття. Іншими словами – це методи, що забезпечують

формування в поверхневих шарах деталей підвищеної щільності дефектів у вигляді скупчень дислокацій, які знаходяться в загальмованому, малорухливому стані в результаті їх переплетіння та оточення атмосферами Коттрелла, які складаються з дифузних атомів. Наявність таких дефектів у поверхневих шарах сприяє уповільненню процесу розсіяного накопичення пошкоджень при циклічному навантаженні виробів і гальмує поширення тріщин утоми.

Одним із перспективних підходів, які використовуються для забезпечення формування в поверхневих шарах виробів підвищеної щільності дефектів, є комплексна обробка, яка складається із комбінування методів субструктурного зміцнення поверхневого шару в процесі магнітно-абразивної обробки (МАО) та твердорозчинного зміцнення в процесі хіміко-термічної обробки (ХТО). При цьому в поверхневому шарі створюється підвищена щільність малорухливих дислокацій, оточених дифузійними атомами проникнення, та спотворюється кристалічна гратка.

Експериментальні дослідження виконували на корсетних зразках із сплавів ВТ9 і ЕК61 з круглим поперечним перерізом, які мають діаметр робочої частини 5 мм та довжину 140 мм (рис. 1).

Вибір зазначеного типу зразків обумовлено тим, що, по-перше, локалізується місце руйнування при їх консольному розташуванні на вібростенді і, по-друге, така форма зразків зручна для проведення магнітно-абразивного і хіміко-термічного оброблення, тому що виключається можливість прояву різноманітних крайових ефектів. Робочу частину зразків обробляли в три етапи: МАО+ХТО+МАО. На першому етапі виконували активацію поверхні зразків методом МАО. При цьому мало місце зміцнення поверхневого шару на глибину до 10-50 мкм і більше внаслідок пластичного деформування і формування в поверхневому шарі залишкових стискальних напружень [1]. Крім того, встановлено зниження шорсткості поверхні до Ra 0,12-0,15 мкм.

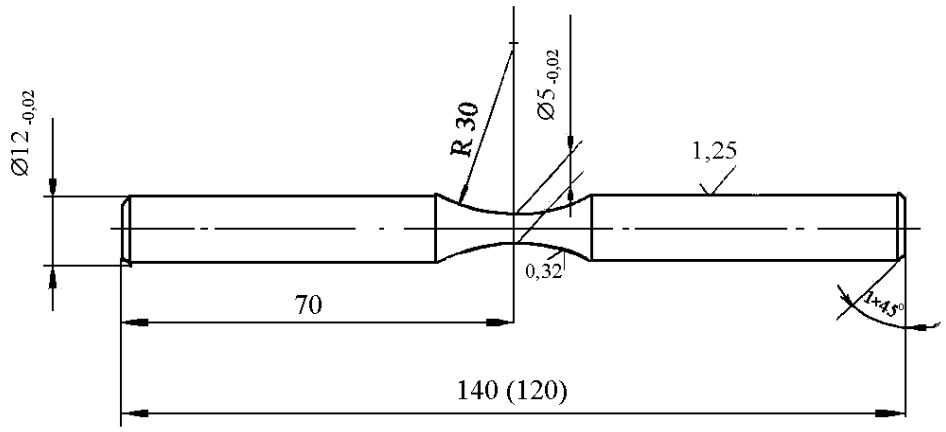


Рис. 1. Ескіз зразка для випробувань на втому

Процес оброблення виконували на установці типу кільцева ванна [1] при швидкості МАО 3 м/с, магнітній індукції в робочій зоні 0,2 Тл і часі оброблення 2 хв. Використовували суміш магнітно-абразивних порошків Полімам-Т з розміром частинок 200/100 мкм і ПР Р6М5 з розміром частинок 100/63 мкм.

Наступний етап – ХТО для титанових зразків – виконували в насичувальному середовищі, яке утворюється при розпаді солі оксалату амонію при температурі 823 К [2]. Для зразків з сплаву ЕК61 використовували модифікацію методу ХТО – іонно-плазмове термоцикічне азотування (ІПТА) [3].

Заключний етап оброблення – МАО при режимах, зазначених вище. Заключна МАО виконувалась з метою отримання низької шорсткості робочих поверхонь, видалення тонкого розрихленого шару, який утворився при ХТО, і додаткового зміцнення. Оброблені за комплексною технологією зразки досліджували на опір втомі. Результати досліджень представлені на рис. 2 і рис. 3. Встановлено, що після комплексної тристадійної обробки (МАО + ХТО + МАО) титанових зразків межа витривалості на базі досліджень 10^7 циклів складає 1016 МПа, в той час як для зразків у вихідному стані – 715 МПа. Подібне зростання величини межі витривалості пов’язано з утворенням у поверхневому шарі зміцненого шару, який сприяє гальмуванню процесу розсіяного накопичення пошкоджень і розповсюдженню тріщин від втоми. Треба зазначити, що тріщини

втоми зароджуються під шаром твердого розчину і не мають локалізованого характеру, що було підтверджено результатами аналізу поверхонь зламів.

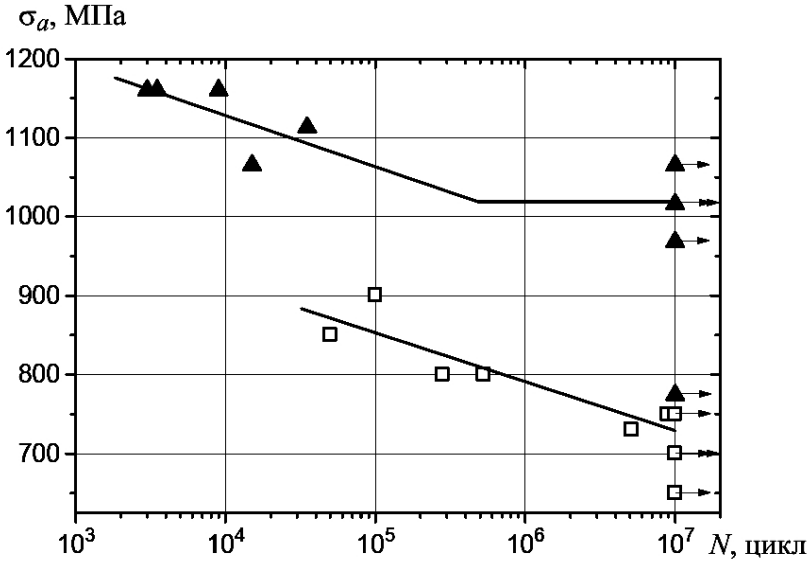


Рис. 2. Лінії регресії кривих утоми зразків із сплаву ВТ9 у початковому стані (□),та після комплексної обробки МАО + ХТО + МАО (▲)

Результати випробувань показали, що границя витривалості зразків із сплаву ЕК61 у початковому стані на базі $N = 10^7$ циклів дорівнює 400 МПа, а зразків після комплексної обробки – 475 МПа, тобто на 19 % вище, ніж у початковому стані. Однак, границя витривалості зразків після комплексної обробки могла б бути вищою, оскільки рівень напружень двох зразків, які витримали базу випробувань $N = 10^7$ циклів, сягає 500 МПа, а третій зразок (на рис. 3) позначений зірочкою зруйнувався при $N = 0,38 \cdot 10^7$. Аналіз зображень поперечного перерізу цього зразка в місці руйнування свідчить про наявність у структурі сплаву суттєво різнорідних за розмірами зерен, а загальний вигляд зламу свідчить про те, що зародження первинної транскристалітної тріщини відбулося біля поверхні зразка в місці, де розташовано аномально крупне зерно і де діють максимальні напруження при випробуваннях. Це пояснюється тим, що сплав має градієнтну структуру, зі зміною розміру зерен у радіальному напрямку. У центрі сформовано крупнозернисту структуру, а на поверхні – дрібнозернисту. Тому передчасне руйнування досліджуваного зразка, вірогідно, є наслідком особливостей структурної будови сплаву.

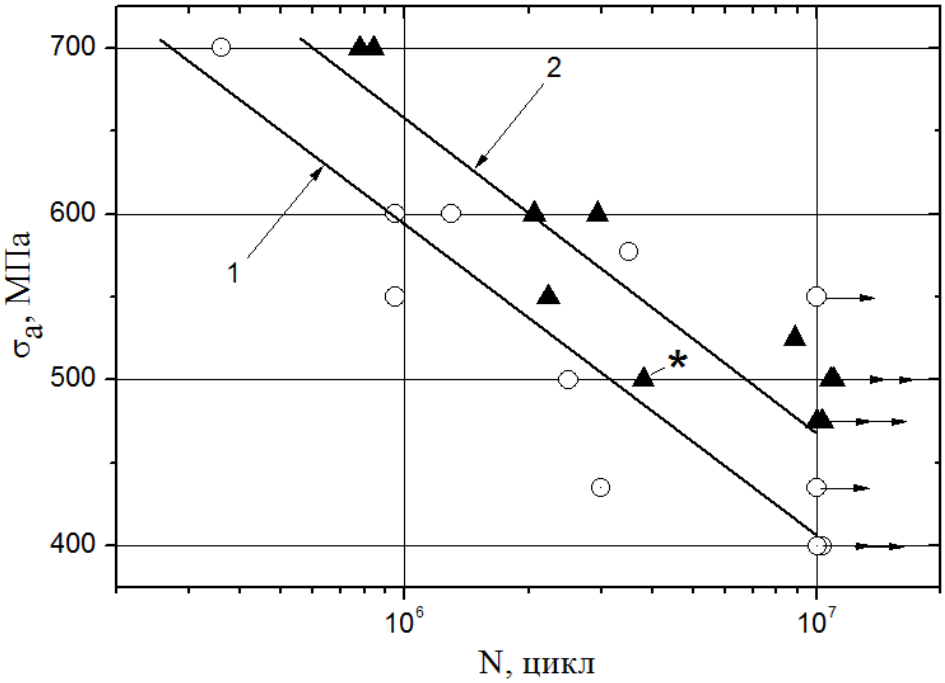


Рис. 3. Результати випробувань зразків із сплаву ЕК61 на втому у початковому стані (1) та після комплексної обробки МАО + ІПТА + МАО (2)

Література:

1. Майборода В.С., Слободянюк И.В., Джулий Д.Ю. Магнитно-абразивная обработка деталей сложной формы. – ПП «Рута», 2017. – 272 с.

2. Пат. 43732 U Україна МПК 12/00 (2009). Комбінований спосіб нанесення дифузійних покриттів / М.М. Бобіна, В.С. Майборода, А.Б. Бобін та ін. – опубл. 25.08.2009. – Бюл. №16.

3. Б.А. Ляшенко, А.В. Рутковский, В.І. Мироненко, О.В. Радько. Спосіб поверхневого зміцнення сталевих деталей іонно-плазмовим азотуванням у пульсуючому і тліючому розряді, Пат. 10014 Україна, Чинний від 15.12.2006. – Бюл.№12.

Михнян О.В., Дорошенко В.С., Бродовий О.В., Ладарєва Ю.Ю.
(ФТІМС НАН України, Київ)

ВИГОТОВЛЕННЯ ФІЛАМЕНТУ З ВІДХОДІВ ПІНОПОЛІСТИРОЛУ НА КОМПАКТНИХ ЕКСТРУДЕРАХ ДЛЯ ДРУКУ ЛИВАРНИХ МОДЕЛЕЙ

E-mail: doro55v@gmail.com

Адитивні технології, такі як 3D-друк, займають все більш важливе місце в сучасному виробництві, завдяки своїм перевагам у швидкості, ефективності та для створення складних деталей без зайвих витрат. Експерти вважають, що 3D-друк є однією з ключових технологій майбутнього, що дозволить створювати більш складні та інноваційні конструкції, які було б складно або неможливо виготовити традиційними методами. 3D-друк все ширше використовується у таких галузях, як авіація, медицина, автомобільна, військова промисловість та інші, і його потенціал лише зростає з часом. Загалом, 3D-друк відкриває нові можливості для інноваційного розвитку машинобудування, в тому числі такого його основного заготівельного підрозділу, як ливарне виробництво.

Технологія лиття за моделями, що газифікуються (ЛГМ, Lost Foam Casting), а також за моделями, що випалюються, мала б значні перспективи для удосконалення завдяки реалізації переваг 3D-друку для виготовлення разових моделей, якби отримала матеріал для друку з показниками питомих величин газотвірності і залишкової зольності після термодеструкції (як найбільш критичних показників), що наближаються до рівня ППС. У відділі проф. О.Й. Шинського було проведено ряд успішних експериментів ЛГМ-процесу за легковагими частково друкованими моделями зі вставками з ППС, а також запатентовано спосіб 3D-друку моделей з відходів ППС [1]. Якщо об’ємна маса (що пропорційна газотвірності) друкованої моделі вища, ніж у моделі з ППС для такого ж виливка, то нами розроблено способи виведення надлишкових газів з ливарної форми по вентканалах і нейтралізація їх за межами форми.

Тема цієї статті полягає в огляді обладнання для переробки в матеріал для 3D-друку відходів ППС, які в немалій кількості супроводжують ЛГМ-процес (>10 % від застосовуваного для виробництва моделей [2]). Загалом, відходи ППС у

світі є крупнотонажними, з урахуванням відходів від упаковки і від теплоізоляційних матеріалів у будівництві тощо, переробка яких дає позитивний екологічний ефект і відповідає завданням численних природоохоронних програм. Нині відходи ППС мало застосовуються, тому вони прогресивно накопичуються з серйозною загрозою екології довкілля [3].

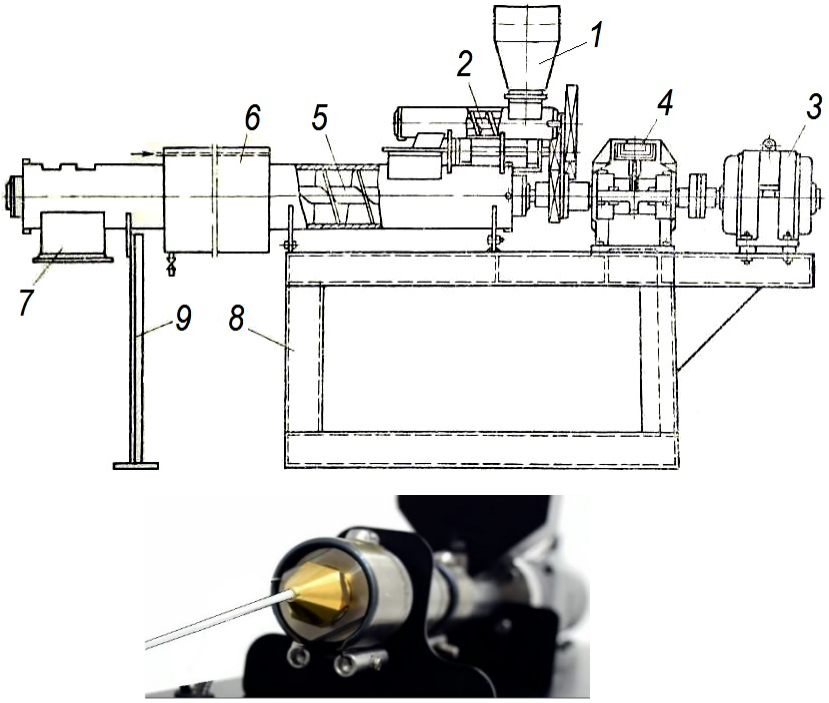
ППС не гниє, як природні органічні відходи, а також його не дозволено спалювати без дії каталізаторів через утворення шкідливих речовин [3], які виносять гарячі гази з недостатньо окисленими (до CO_2 і H_2O) органічними сполуками. Тому відходи ППС, утворені на ливарних підприємствах, на них не можна знищувати. Ці відходи легковагі, мають значний об'єм, нерозчинні для води і не піддаються біологічному розкладенню, тому повинні складуватись, пакуватись і вивозитись сторонніми організаціями для захоронення чи утилізації. Це збільшує собівартість ливарної металопродукції.

Водночас, повторне використання полімерних матеріалів дає їм «друге життя» як ефективна утилізація відходів для отримання споживчої продукції. Так, для ринку 3D-друку як одного із найбільш швидкозростаючих секторів, можна виготовляти нитки для друку (філамент) з різних термопластичних матеріалів, у тому числі з вторинної переробки. В огляді технічної інформації [4] щодо виробництва ниток для 3D-принтерів із перероблених полімерів розглянуто комерційно доступні нитки, виготовлені з перероблених матеріалів, а також пристрої, які дають змогу автоматично виробляти нитки для 3D-друку з пластикових відходів. Філамент найчастіше формується в процесі екструзії, шляхом введення в екструдер грануляту, полімерного порошку чи подрібнених відходів, які під впливом температури перетворюються в однорідний матеріал у вигляді нитки стандартизованої товщини. Зокрема, все більше компаній пропонують нитки з переробленого PLA або ABS [4].

Серія пристроїв для екструзії нитки з відходів пластику доступна в багатьох варіантах, а філаментні екструдери вигідні для всіх користувачів 3D-принтерів, бо вони дають суттєву економію (до 80 %). Крім того, завдяки своїм невеликим розмірам, досить низькій ціні та простому управлінню не вимагається спеціальних

знань та обладнання для їх роботи. Універсальність 3D-принтерів і екструдерів дозволяє користувачам отримувати друкувальний матеріал з переробленого пластику відповідно до моделі принтера та перетворювати відходи на друкувальну сировину [4].

Типова конструкція філаментного екструдера включає вузли, аналогічні вузлам конструкції шнекового підспінювача гранул ППС безперервної дії (рис. 1, а [5]), а саме: бункер 1 для вхідного матеріалу, подавальний шнек 2, електродвигун 3, редуктор 4, шнек 6, мундштук 7 для виходу гранул, станина 8, стійка 9.



а б

1 – бункер для вхідного матеріалу; 2 – подавальний шнек; 3 – електродвигун; 4 – редуктор; 5 – шнек; 6 – нагрівач; 7 – мундштук для виходу гранул; 8 – станина; 9 – стійка

Рис. 1. Обладнання безперервної дії для термообробки полімерів: а – установка для підготовки гранул ППС; б – філаментний екструдер;

Відмінність полягає в тому, що замість мундштука 7 екструдер має насадку з вихідним отвором діаметром 1,75 мм чи 3,0 мм для видачі філаменту (рис. 1, б).

Приклади компактних екструдерів показано на рис. 2 з відкритих інтернет-джерел (http://www.filastruder.com, http://wellzoomextruder.com, https://www.pinterest.com тощо). Останнім на рис. 2 показано серійний екструдер Wellzoom (Китай) потужністю 120 Вт, з бункером ємністю 400 мл, робочою температурою до 300 °С та вартістю до 8000 грн. (в інтернет-маркеті https://www.aliexpress.com). Екструдер має функцію розфарбовування філаменту.



Рис. 2. Приклади компактних екструдерів (серійного та несерійного виробництва) для виготовлення філаменту

На сайті pinterest.com навіть показано саморобну конструкцію екструдера на базі побутової м'ясорубки, в якій теплоізольований термостійкою тканиною корпус м'ясорубки нагрівають до 120 °С, а приставку з вихідною насадкою – до понад 200 °С. Також у статті [6] описано схему установки для переробки пластику на філамент з вертикальним рухом матеріалів, установка включає механізм подрібнювання крупних шматків і сепарацію подрібненого пластику.

Компактні екструдери (див. рис. 2) для виготовлення з відходів ППС філаменту, який прямує на друкування ливарних моделей, можуть бути досить корисними виробничими пристроями, зокрема для переробки відходів ППС від виробництва моделей для ЛГМ за місцем їх утворення, що сприятиме використанню відновлюваних ресурсів та зменшенню відходів. Також в якості подрібнених відходів ППС придатні відходи чи стружка при виготовленні ППС-виробів на верстатах з ЧПУ – 3D-фрезерах. ППС – давно відпрацьований для ЛГМ матеріал, його відходи мають невеликі міцність і твердість, тому їх легко подрібнювати чи молоти. А простої конструкції компактні екструдери (як на рис. 2) легко можуть «вписатись» у невеликі майстерні або лабораторії. Вони, як правило, оснащуються системами контролю температури та швидкості екструзії, що дає змогу налаштовувати процес переробки для отримання високоякісного філаменту. Друкування ливарних моделей з філаменту з відходів ППС принесе вигоду з огляду економії матеріалів та зменшення впливу на навколишнє середовище. Такі моделі можуть мати достатню міцність та точність для використання у ливарних процесах.

Одним із прикладів друку легковагих (навіть дрібних) виробів може служити комірчастий м’ячик для настільного тенісу діаметром 40 мм і масою до 5 г (рис. 3), видрукуваний на компактному FDM-принтері Bambu Lab A1 mini з пластику PLA – матеріалу, що за характеристиками подібний до ППС.

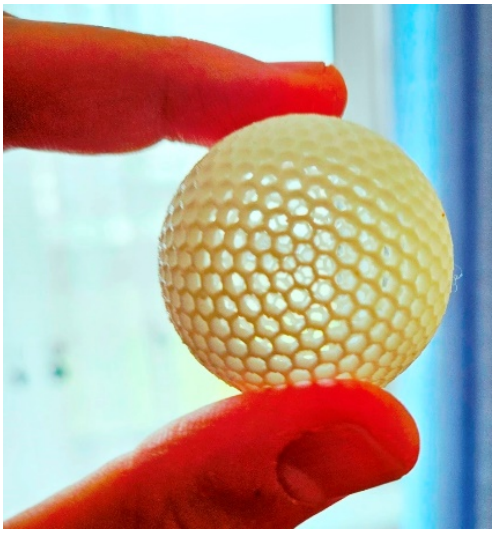


Рис. 3. Друкований м’ячик для настільного тенісу

Окремі приклади отримання філаменту з відходів ППС на компактних екструдерах і друк з них шестерень для рухомих механізмів, що показані на https://www.youtube.com, доводять тезу про вельми нескладний процес переведення таких відходів у друковані вироби. Проте аморфний полімер полістирол за своїми фізичними властивостями є досить твердим матеріалом, а філамент – ламким при скручуванні його на котушки. Тому матеріал потребує технологічної операції пластифікації з метою придбання полімером еластичності та пластичності. У промисловості пластифікаторами найчастіше служать низькомолекулярні вуглеводні, які мають бути сумісні з полімером і мати низьку летючість. У відділі проф. О.Й. Шинського дослідженнями А.А. Стрюченка розроблено спосіб отримання полістиролу в пластифікованому стані (з відходів ППС) шляхом додавання в нього живичного скипидару [7], що можливо виконати в екструдері аналогічно введенню в філамент барвника. При цьому скипидар зручно додавати в рідкому розчині в ньому ППС (до 40 %).

Література:

1. Патент 151359 Україна, МПК B22C 9/02, B22C 15/02. Спосіб адитивного виробництва полістирольної ливарної моделі чи іншого тривимірного об'єкту складної конфігурації / О.Й. Шинський, В.С. Дорошенко, П.Б. Калюжний, О.В. Михнян, О.В. Нейма. Опубл. 13.07.2022. Бюл. № 28.

2. Uttaravalli A.N., Dinda S. & Gidla B.R. (2020). Scientific and Engineering Aspects of Recycling and Reuse of Expanded Polystyrene Waste for Various Potential Applications: A Review. Process Safety and Environmental Protection, 137, 140–148.

3. Исследование процессов термокомпактирования отходов пенополистирола / О.И. Шинский, О.А. Тихонова, А.А. Стрюченко, В.С. Дорошенко // Твердые бытовые отходы. – 2011. - № 4. - С. 48-50.

4. Mikula, K., Skrzypczak, D., Izydorczyk, G. et al. 3D printing filament as a second life of waste plastics - a review. Environ Sci Pollut Res 28, 12321–12333 (2021). https://doi.org/10.1007/s11356-020-10657-8.

5. Чудновский А.Р. Литье по моделям из пенопласта. – М.: Химия, 1970. – 160 с.

6. Адаптація процесу адитивного виготовлення моделей для газифікації їх в піщаній формі при заливанні металу, а також для утилізації відходів пінополістиролу / О.Й. Шинський, О.В. Михнян, О.В. Нейма, В.С. Дорошенко // Процеси лиття, 2022. – № 4. – С. 34–42. https://doi.org/10.15407/plit2022.04.042.

7. Дорошенко В.С., Шинский В.О., Тихонова О.А. Утилизация бытовых и производственных техногенных отходов пенополистирола // Металл и литье Украины, 2014. – № 10. – С. 34–41.

Михнян О.В., Шинський В.О., Дорошенко В.С., Клименко С.І.
(ФТІМС НАН України, Київ)

ДІАГРАМА ВПЛИВУ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ НА ЯКІСТЬ ВИЛИВКІВ ПРИ ЛИТТІ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ

E-mail: doro55v@gmail.com

Діаграма Ішікави, як «причинно-наслідкова» діаграма, або як діаграма «аналізу кореневих причин» була ним описана в 1968 р. в роботі «Guide to Quality Control», яку було перевидано кілька разів [1, 2]. Для аналізу технології лиття за моделями, що газифікуються (ЛГМ), вона також приведена в ряді публікацій про дослідження технології ЛГМ, зокрема в роботі [3].

Під науковим керівництвом проф. О.Й. Шинського виконано ряд нових розробок і досліджень по розширенню технологічних можливостей ЛГМ-процесу, а також накопичено ґрунтовний досвід при тривалому виробничому використанні ЛГМ. Завдяки цьому варіант діаграми Ішікави з роботи [3], на наш погляд, можливо доповнити та уточнити деякими чинниками. Структура діаграми Ішікави дозволяє встановити основні фактори впливу на ливарний об’єкт, технологічний процес чи кінцевий продукт, зокрема литу металеву конструкцію, а також встановити взаємозв’язок між основними чинниками та детермінований вплив другого рівня на основні параметри.

Оскільки основна задача ливарного виробництва – отримання виливка з конкурентоздатним відношенням його якості до собівартості, то такий показник

вказали на рис. 1 в якості кінцевого продукту. Розглянемо наші доповнення до зображення діаграми в роботі [3]. Гілку діаграми щодо формувального піску, до трьох відомих показників нами доповнено новим – «ступінь освіження піску». В багаторазовому обороті формувального піску при ЛГМ регулярне додавання не менше 5 % свіжого або регенерованого кварцового піску сприяє підтриманню належної газопроникності наповнювача ливарної форми без надмірного накопичення в ньому забруднень, що зменшує газотвірність піску і вірогідність потрапляння газів із ливарної форми в повітря цеху.



Рис. 1. Діаграма Ішікави для ЛГМ-процесу

В гілці «Модель» на якість виливка, крім пористості матеріалу моделі і його густини, впливає тип ливникової системи та вентилювання друкованих чи комбінованих (з друкованими вставками) моделей, густина яких вища, ніж у типових пінополістирольних. Останнє дає змогу вивести надмірну кількість газів за межі форми через верхню її поверхню або у вакуумований пісок форми по вентканалах. Для гілки «Покриття» додано показник – «газопроникність», а до гілки «Вакуум» – «діаметр вакуумпроводу» та «наявність вакуум-ресівера».

Література:

1. Ishikawa K. Guide to Quality Control. Industrial engineering and technology. Asian Productivity Organization, 1986. – 226 p.

2. Ishikawa K. What is Total Quality Control? The Japanese Way. – London: Prentice Hall, 1985. – 215 p.

3. Kumar S., Kumar P., Shan H.S. Effect of Process Parameters on the Solidification Time of Al 7 % Si Alloy Castings Produced by VAEPC Process. Materials and Manufacturing Processes. Sept. 2007. 22(7-8):879-886.

Мініцька А.А., Козленко О.В., Биба Є.Г., Мініцький А.В.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)

РОЗРОБКА НАДЛЕГКИХ МЕТАЛОПОЛІМЕРНИХ КОМПОЗИТІВ ДЛЯ ПРОТИМІННОГО ЗАХИСТУ

E-mail: minitska78@gmail.com

Через повномасштабну військову агресію росії Україна стала однією з найбільш замінованих країн світу. На сьогодні, замінованою є близько 30 % територій України, оскільки навіть при відступі, російські окупанти залишають після себе тисячі вибухонебезпечних предметів, багато нерозірваних боєприпасів залишається у лісах, протитанкових мін в полях, на фермах та на територіях агрокомпаній. При цьому деякі міни взагалі не піддаються розмінуванню, і їх потрібно знищувати просто на місці, що значно ускладнює процеси розмінування загалом. Робота саперів та евакуаційних машин потребує спеціального захисту, здатного поглинути основну частину кінетичної енергії вибуху та удару уламків, що дозволить зменшити травматизм та втрати особового складу Збройних Сил України та підвищити обороноздатність України.

Метою даної роботи є створення надлегких композиційних металополімерних матеріалів з великою роботою деформації, що здатні поглинати основну частину кінетичної енергії вибуху та знизити травмування людей.

В ході роботи було проведено низку експериментів з розроблення надлегкого металополімерного композиту на основі пористого алюмінію та полімеру. При

розробці композиту було досліджено параметри створення пористого алюмінію із заданим об'ємом та розміром пор, параметри просочування пористого алюмінію полімерними матеріалами методом екструзії, визначено густину та досліджено структуру і механічні властивості отриманих матеріалів.

В якості полімерів було обрано поліетилен низької густини (ПНГ або LDPE-Low-Density Polyethylene), а також етиленвінілацетат (EVA – Ethylene vinylacetate)). Поліетилен LDPE є одним з найвідоміших комерційних поліетиленів з високими механічними властивостями, які використовуються для лиття та екструзії. Етиленвінілацетат є полімером, що за своїми властивостями дуже близький до поліетилену LDPE, при цьому має дуже високі пружні характеристики, що робіть його привабливим для виготовлення виробів з високими демпфувальними якостями, які мають поглинати удар. Встановлено, що просочування пористого алюмінію різними полімерами забезпечує не однакове заповнення пор і залежить від хімічного складу полімерів, які мають відмінності в температурах плавлення. Етиленвінілацетат має нижчу робочу температуру (55 ^{o}C) порівняно із поліетиленом (80 ^{o}C), що значною мірою знизило в'язкість етиленвінілацетату при нагріванні, через що його частина вийшла з відкритих пор. Поліетилен LDPE зберігав високу в'язкість під час екструзії і забезпечив повне просочування пористого алюмінію.

Результати досліджень показали, що найбільш ефективним полімером, який забезпечує високі значення міцності (51,3 МПа), межі плинності (37,5 МПа), що вище за межу плинності литого металу, та ступеню деформації (40,4 %), що більше за ступінь деформації алюмінію (35,0 %) є поліетилен низької густини (LDPE), який повністю заповнює пори та формує надлегкий металополімерний композит з густиною 1,35-1,4 г/см^3.

Таким чином розроблений металополімерний композит не поступається за властивостями литому металу, маючи при цьому меншу питому вагу і може бути використаний для виготовлення протимінного захисту для легких машин військової техніки, надлегких та міцних корпусів бойових човнів та мобільних легких захисних споруд.

Мініцький А.В., Михайліченко В.В., Степанов О.В.,
Наконечний С.О., Юркова О.І.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)

МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСУ ДЕФОРМАЦІЇ ТВЕРДОГО СПЛАВУ З ВИСОКОЕНТРОПІЙНОЮ ЗВ'ЯЗКОЮ FeNiCrMoW ЗА УМОВ ІНТЕНСИВНИХ ДИНАМІЧНИХ НАВАНТАЖЕНЬ

E-mail: wertyxa2002@ukr.net

З огляду на зростаючу потребу в більш бронебійних боєприпасах для стрілецької зброї, актуальним завданням стає удосконалення складу композиційних матеріалів, які використовуються для виготовлення сердечників куль. Існуючі бронебійні патрони для стрілецької зброї широко застосовують тверді сплави на основі карбіду вольфраму з кобальтовою зв'язкою, як матеріал для виготовлення сердечників куль. У сучасних дослідженнях [1, 2] заміна кобальтової зв'язки у твердих сплавах на основі карбіду вольфраму на багатокомпонентні сплави з високою ентропією змішування (ВЕС) розглядається як перспективний напрямок для покращення їхніх характеристик. Для економії ресурсів під час дослідження та розробки, а також для ефективної та надійної оптимізації дизайну нових виробів, зараз широко застосовується метод скінченних елементів для моделювання поведінки цих виробів у реальних умовах.

Тому мета роботи полягає в створенні моделі, яка описує процес деформації твердого сплаву на основі карбіду вольфраму з високоентропійною зв'язкою в умовах інтенсивних динамічних навантажень.

Композитний матеріал для дослідження було виготовлено за наступною методикою. Високоентропійний сплав NiFeCrWMo отримали методом механічного легування в планетарному млині з швидкістю обертання барабанів 400 об/хв протягом 10 год. Далі до отриманого сплаву додали карбід вольфраму і змішували в планетарному млині у відношенні 10 мас. % та 90 мас. % при швидкості обертання барабанів від 200 до 300 об/хв протягом 2 год, гранулювали та пресували у прес-формі при тиску 80-150 МПа. Отримані спресовані зразки спікали у вакуумі за температури від 1400 °С до 1500 °С. Встановлення механічних властивостей отриманих зразків відбувалось мікроіндентуванням алмазним індентором у формі

пірамідки за методом безперервного вдавлювання в дванадцяти різних точках, розміщених в центрі зразка.

Процес влучання кулі з початковою швидкістю руху 930 м/с в бронепластину моделювався за допомогою методу скінченних елементів, який був реалізований в програмному комплексі Ansys 2020 R2 Student Edition. За допомогою програмного комплексу SolidWorks були створені 3D-моделі бронебійної кулі 7,62×51 мм (типу Bofors Carl Gustaf FFV AP) та сталевих бронепластин різної товщини (6, 8, 10, 12 та 14 мм).

В результаті моделювання було встановлено, що кулі із сердечником WC–BEC повністю пробивають бронепластини товщиною від 6 мм до 10 мм, бронепластина товщиною 12 мм частково затримала кулю, а товщиною 14 мм повністю її зупинила. Для порівняння пробивної здатності куль із сердечником WC–BEC із існуючими версіями із WC–Co було проведено аналогічне моделювання, яке показало, що кулі із сердечником WC–Co повністю пробивають бронепластини товщиною від 6 мм до 12 мм і зупиняються а бронепластині товщиною 14 мм.

В результаті роботи встановлено, що кулі із сердечником WC–BEC та WC–Co мають близькі параметри пробивної здатності, а їх різниця не перевищує точності моделювання. Для підтвердження результатів моделювання необхідне проведення реальних балістичних випробувань. Можливими галузями застосування результатів роботи є військова промисловість, а користувачами – підприємства концерну «Укроборонпром», виробники боєприпасів для стрілецької зброї.

Література:

1. Дослідження впливу високошвидкісних режимів спікання на структуру та властивості твердосплавного композита на основі WC з високоентропійною зв’язкою / О. А. Юркова, А. В. Мініцький, С. О. Наконечний [та ін.] // Надтверді матеріали. – 2024. – № 1.

2. Zhou P. F., Xiao D. H., Yuan T. C. Comparison between ultrafine-grained WC–Co and WC–HEA-cemented carbide [Text] // Powder Metallurgy. – 2017. – №60(1). – P. 1–6.

Недужий А.М., Дорошенко В.С., Пригунова А.Г.
(ФТІМС НАН України, Київ)

ПЕРСПЕКТИВИ ЗАСТОСУВАННЯ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ В СУЧАСНИХ ЕЛЕКТРОМОБІЛЯХ

E-mail: onmlptima@ukr.net

Сьогодні на дорогах світу та України можна спостерігати значне збільшення темпів приросту кількості електромобілів у порівнянні з темпами збільшення традиційних автомобілів, які працюють на бензині, дизелі та газу. Це є доброю тенденцією, оскільки зменшується негативний вплив вихлопних газів автомобілів на навколишнє середовище. Зараз майже всі виробники автомобілів мають у своїх лінійках нові моделі електромобілів. Одними із найбільших виробників на ринку електромобілів у світі є компанії: Tesla; Volkswagen; Daimler; Volvo; Renault; Nissan та інші.

Перевізники в Європі вже з 2021 року можуть замовити повністю електричні версії важких вантажних машин Volvo. Volvo Trucks пропонує повний вибір важких вантажівок з електричними приводами. Відзначається, що масовий перехід Volvo Trucks до електрифікації знаменує собою важливий крок вперед на шляху до транспорту, який вільний від викопного палива. Volvo Trucks сьогодні проводить випробування електричних важких вантажних машин Volvo FH, Volvo FM та Volvo FMX, які будуть використовуватися для регіональних перевезень і міського будівництва в Європі. Зокрема вказано, що ці вантажні машини будуть мати загальну комбіновану масу до 44 т, а дальність проїзду, залежно від конфігурації батареї, може досягати 300 км [1]. Починаючи з 2021 р., Volvo Trucks продає повний вибір електромобілів на акумуляторах в Європі для перевезень, утилізації відходів, регіонального транспорту та міського будівництва. Відзначено також, що вантажні машини Volvo почали виробництво «Вольво ФЛ» та «Вольво Фе-електро» в 2019 р. Вказується, що це електричні вантажні машини, які призначені для міста та переробки сміття, в першу чергу в Європі. Зазначено, що мета Volvo Trucks полягає в тому, щоб до 2040 р. весь асортимент її продукції був вільним від викопного палива [1]. Відзначається, що японська компанія Nidec сконцентрувала ресурси на розширенні виробництва двигунів EV drive (електропривод) в Китаї.

Вказано, що поставка електромобілів є ключовою частиною стратегії зростання компанії Nidec, яка стала відомим виробником прецизійних двигунів. Європейська асоціація автовиробників повідомляє, що в Європі продажі електромобілів і підключаємих гібридів в першій половині 2020 р. збільшилися на 62 % порівняно з попереднім роком і склали 399 000 автомобілів. Зазначається, що німецькі Volkswagen і Daimler також розширюють свої лінійки електротехніки. При цьому вказано, що стимулювання цього попиту є метою ЄС по досягненню чистого нульового рівня викидів парникових газів до 2050 р. Відзначається також, що у відповідності з заходами, які почали поетапно вводитися в 2020–2021 р.р., автовиробники, які працюють в країнах-членах ЄС, зобов'язані обмежити середні викиди по всьому парку нових легкових автомобілів на рівні до 95 грамів на кілометр. Автовиробники намагаються збільшити частку електромобілів у своїх лінійках, щоб відповідати вимогам. Повідомляється, що керівник компанії Tesla Ілон Маск хоче виготовити весь кузов автомобіля своїх майбутніх моделей електромобілів із декількох, а пізніше із однієї литої деталі. Професор Лотар Каллієн, керівник лабораторії лиття Університету Аалена вважає, що лиття під тиском для деталей із легких металів алюмінію та магнію також буде використовуватися в майбутніх автомобілях Tesla. Відзначається, що кузов електромобіля Tesla зараз складається із 100 деталей, які збираються в одне ціле після лиття в процесі, який дорого коштує та який є енергоємним. При цьому вказано, що новий метод виготовлення корпусів Tesla призначений для того, щоб значно знизити витрати на виробництво. Компанія хоче виготовляти такі моделі, як нова модель Y, всього із декількох деталей, за допомогою своєї «Моноблочної ливарної машини», яка є самою великою машиною для лиття під тиском у світі. Зазначається також, що як кінцевий результат, процес має виготовляти корпус із однієї деталі «Тесла моноблок» [1].

Відзначено, що компанія Tesla хоче зробити виробництво Model Y найбільш ефективним, тому окрім скорочення довжини кабелю, планується перейти від штампування і збирання окремих деталей до відливання більшої частини корпуса в цілому на одній великій установці [2, 3]. При цьому зазначається, що сьогодні на фабриках Tesla деталі корпусу штампують на багатьох окремих машинах, а після

цього компоненти з'єднуються зусиллями працівників – людьми або роботизованими системами. В такий спосіб працюють і інші виробники автомобілів. Керівництво вказаної компанії наполягає, що процес в такому вигляді є недостатньо ефективним і його потрібно модернізувати. В компанії Tesla сподіваються, що нова ливарна установка скоротить час збирання, експлуатаційні витрати, а також необхідну для організації збирання площу, що дозволить в необхідний термін налагодити масовий випуск Model Y. Повідомляється, зокрема, що компанія Tesla встановила квартальний рекорд щодо постачання електромобілів. Компанії вдалося доставити покупцям 95 200 електромобілів за квартал, включаючи 77 550 Model 3 [3]. Відзначається, що вказана компанія за допомогою самої великої машини для лиття алюмінію під тиском IDRA OL6200 CS HPDC, планує відлити всю задню частину дна електромобіля моделі Tesla Y в одне ціле [4]. При цьому вказано, що суцільна лита деталь повинна замінити близько 70 штампованих, литих та профільних компонентів, які складають ту ж конструкцію в Tesla Model 3 [4]. Зазначається також, що за 3 роки Volkswagen збільшив продажі електромобілів у всьому світі більше ніж у 10 разів [5]. У спортивному автомобілі Taycan всю зовнішню обшивку виготовлено з алюмінію, а загальний вміст алюмінію в цьому автомобілі складає близько 37 %. Компанія Tesla використовує машини для лиття під тиском Giga-Press італійського виробника IDRA, які подають розплавлений алюміній в форму задніх та передніх деталей автомобіля із зусиллям пресування від 6 000 до 9 000 тонн. При цьому відзначається, що на заводі Tesla в Грюнхайді кожні 45 хвилин з конвеєра сходить кузов, а повний автомобіль Tesla виготовляється лише за 10 годин [5].

Література:

1. Соболев В.Е. По страницам зарубежной прессы // Литье и металлургия, 2020. № 4. – С. 169 – 172.

2. https://www.foundrymag.com.

3. https://elektrovesti.net.

4. https://www.giesserei.eu.

5. https://www.home-of-foundry.de.

Осипенко І.О., Білий А.П., Білий О.П., Якименко Д.Ю.
(УДУНТ, м. Дніпро)

ПЕРСПЕКТИВИ РОЗВИТКУ ОСНОВ ФОРМОУТВОРЕННЯ

E-mail: baplitvo@gmail.com

Формоутворення – це, у більшості випадків, процес створення виробів з різноманітних матеріалів за різними способами [1, 2]. Цей процес є невід'ємною частиною багатьох галузей промисловості, таких як машинобудування, авіаційна та автомобільна промисловість, будівельна галузь та інші.

Теоретичні основи формоутворення базуються на розумінні властивостей матеріалів, їх поведінки при зміні температури та тиску, а також на знаннях про різні технології формоутворення.

Одним із головних аспектів формоутворення є вибір матеріалу (суміші), з якого буде виготовлена ливарна форма та стрижні. Такий матеріал (суміш) повинен мати високу міцність на стиск, стійкість до температурних змін в хімічно-агресивних середовищах. Крім того, матеріал повинен бути легким у роботі (технологічним), недорогим та недефіцитним, мати вітчизняне походження.

Після вибору матеріалу для ливарної форми та стрижнів, відбувається процес самого формоутворення. Зазвичай, цей процес, залежно від технології та властивостей матеріалу (суміші), в загальному вигляді має наступні етапи:

1. Змащення оснащення спеціальним розчином, щоб запобігти прилипанню суміші до стінок форми.
2. Заповнення оснащення сумішшю.
3. Затвердіння суміші.
4. Видалення моделі виливка із затверділої суміші – ливарної півформи.
5. Нанесення вогнетривкої протипригарної фарби на робочі поверхні півформи.
6. Спарювання та скріплення півформ між собою.
7. Заливання ливарної форми розплавом виливка.
8. Затвердіння та охолодження виливка у ливарній формі.
9. Видалення з ливарної форми виливка шляхом її руйнування.

10. Очищення та додаткова обробка виливка.

Важливим аспектом формоутворення є також дизайн виробу – виливка (особливо для художніх виливків). Дизайн має бути не тільки естетичним, але й функціональним, з урахуванням властивостей матеріалу та технології формоутворення.

Для таких виливків зовнішній вигляд – один з основних показників якості, який багато в чому залежить від властивостей протипригарної фарби. У свою чергу, криюча та протипригарна властивість будь якої протипригарної фарби залежать від кількості та властивостей їх вогнетривкого наповнювача.

Виходячи з цього, наступним кроком у розвитку і підвищенні якості художнього литва є розробка протипригарних фарб (покриттів) що не мають вогнетривкого наповнювача.

Отже, теоретичні основи формоутворення полягають в розумінні властивостей матеріалів та технологій, які використовуються в процесі створення виробів. Вірне використання цих основ може допомогти підвищити якість виробів та знизити витрати на виробництво.

Література:

1. Solonenko L. I., Repiakh S. I., Uzlov K. I., Mamuzich I., Kimstach T. V., Bilyi O. P. Kinetics of quartz sand and its mixtures drying by microwave radiation. Naukovyi Visnyk Natsionalnoho Hirnychoho Universytetu. 2021. №1. – P. 68–77. https://doi.org/10.33271/nvngu/2021-1/068.

2. Дорошенко С. П., Дробязко В. Н., Ващенко К. И. Получение отливок без пригара в песчанных формах. – М.: Машиностроение, 1978. – 233 с.

Осипенко І.О., Білий А.П., Білий О.П., Якименко Д.Ю.
(УДУНТ, м. Дніпро)

ПРО ПІРОВУГЛЕЦЕВІ ПОКРИТТЯ ЛИВАРНИХ ФОРМ І СТРИЖНІВ

E-mail: baplitvo@gmail.com

Одним із найбільш ефективних способів запобігання появі механічного пригару на виливках із чавуну та олов'яної бронзи є наявність на робочих поверхнях ливарних форм і стрижнів піровуглецю. Піровуглець на поверхні ливарних форм і стрижнів осаджують, наприклад, гарячим способом – продуванням або примусовою фільтрацією вуглеводневого газу через форму/стрижень , або холодним способом, від згоряння, наприклад, мазуту тощо.

Гаряче осадження піролітичного вуглецю на поверхні та в порах ливарної форми, стрижня досягають в результаті їх нагрівання до 800...950 ℃, використовуючи для цього газоподібний метан, пропан або бутан. Перебуваючи в області високих температур, вуглеводневі гази піддаються піролізу з утворенням вуглеводню. Проникаючи в пори формувальної або стрижневої суміші і розкладаючись на водень і вуглець, вуглеводневий газ на поверхні цих виробів та в їх порах утворює міцну плівку піролітичного вуглецю.

У ряді випадків гаряче осадження піролітичного вуглецю на ливарних формах/стрижнях проводять з використанням рідких вуглеводнів, наприклад, в середовищі осушеного азоту або аргону, при 1000...1080 ℃, з використанням бензолу або піробензолу. З метою підвищення ефективності, процес гарячого осадження піровуглецю проводять у вакуумі.

Такі піровуглецеві покриття ливарних форм і стрижнів дають змогу або запобігти або значно знизити інтенсивність хімічної взаємодії між металом виливка і ливарною формою чи стрижнем.

З точки зору стабільності якості поверхні титанового литва, найліпші результати, порівняно з використанням ливарних форм і стрижнів з піровуглецевим покриттям, забезпечують графітові або коксо-графітові оболонкові форми. Однак такі форми тривалі у виготовленні та мають високу собівартість.

У зв'язку з цим найбільш економічно доцільним є розробка рідкого покриття ливарних форм і стрижнів, яке при відносно невисоких температурах заливання у форму розплаву перетворювалося б на піровуглець, створюючи при цьому в самій формі газове середовище з відновними властивостями. На сьогодні такі покриття відсутні, що потребує відповідних досліджень по розробці таких рідких покриттів.

Панащук О.С., Дорошенко В.С., Клименко С.І.
(ФТІМС НАН України, Київ)

ДРІБНОСЕРІЙНЕ ВИРОБНИЦТВО МЕТАЛОПРОДУКЦІЇ ЯК ПОЧАТКОВИЙ КРОК ДО ВІДНОВЛЕННЯ МАШИНОБУДУВАННЯ

E-mail: doro55v@gmail.com

У 2023-му році структура експорту в Україні суттєво змінилась у бік посилення сировинної залежності, що відображає суттєві негативні трансформації в економіці країни. Експорт товарів з високим рівнем доданої вартості зменшився до 2,15 млрд дол. США або до 6,2 %, поступившись навіть експорту корисних копалин в умовах транспортної блокади; експорт металів впав до 3,9 млрд дол. або до 11,2 % (рис. 1) [1]. Падіння рівня доданої вартості призводить до спрощення ринку праці, скорочення внутрішніх ресурсів, які можна направити на освіту та науку і, на новому колі – чергове падіння продуктивності економіки.

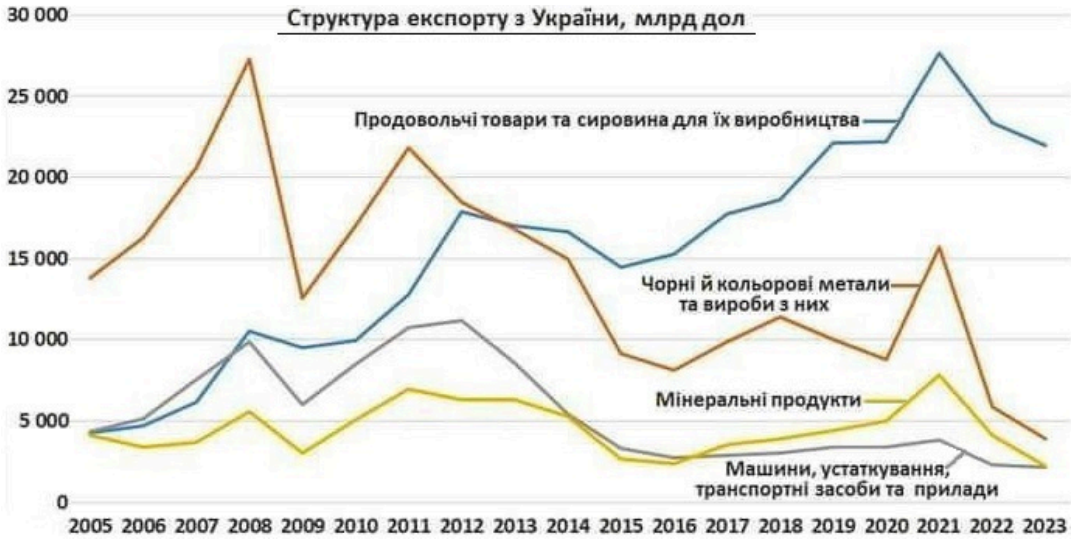


Рис. 1. Структура основних статей експорту України по роках [1]

Для збалансування цієї ситуації та зменшення сировинної залежності доцільні такі рішення як розвиток високотехнологічних галузей, стимулювання інновацій та підвищення конкурентоспроможності виробництва. Такі заходи сприятимуть диверсифікації експортних напрямків та підвищенню доданої вартості виробленої продукції. Експерти радять акумулювати доходи від

сировинного сектору та сектору послуг на потреби технічної освіти, науки, інновацій і стимулів розвитку проривних галузей промисловості, зокрема військово-промислового комплексу (ВПК) [1]. Для підтримки ВПК необхідні галузі подвійного призначення: суміжники, комплектуючі, переробка сировини, обробні галузі, машинобудування.

Дрібносерійне виробництво металопродукції може бути важливим кроком у відновленні машинобудування (як однієї з найбільш трудомістких і наукомістких галузей промисловості), особливо для початкових та невеликих підприємств. Такий підхід дає змогу почати виробництво в невеликому обсязі, що зменшує фінансові ризики та дає змогу випробувати нові ідеї, технології та продукцію на ринку. Також він сприятиме розвитку локального виробництва (зокрема ремонтних запчастин), місцевої економіки та створенню нових робочих місць. Крім того, цей підхід може допомогти залучити інвестиції та стимулювати подальший розвиток виробництва в машинобудуванні.

Ливарне виробництво відіграє ключову роль у машинобудуванні як його основна заготівельна база, оскільки багато деталей та вузлів виготовляються саме ливарними методами. Ливарне виробництво постачає продукцію з різних металів та сплавів для машин і механізмів, транспортної індустрії, енергетики, ВПК тощо, виготовляючи складні за формою та конструкцією деталі, які було б складно або неможливо виготовити іншими способами.

Створення дрібносерійного виробництва металевих виливків в дослідно-промисловому цеху ФТІМС НАН України продуктивністю 30-40 тонн на місяць є прикладом диверсифікації виготовлення металопродукції як за масою (від 0,2 до 1100 кг), металевими сплавами (чорні чи кольорові), так і за серійністю продукції. Такої варіативності виробництва досягнуто завдяки впровадженню в цеху технології лиття за моделями, що газифікуються (ЛГМ, Lost Foam Casting). Технологію ЛГМ ґрунтовно удосконалено і впроваджено у виробництво дослідженнями під науково-проектним керівництвом проф. О.Й. Шинського. Якщо типова порожниста піщана форма під час заливання металу є носієм функції утримання і перенесення на метал геометрії (конфігурації) майбутнього виливка,

то при ЛГМ ці функції виконує разова ливарна модель. В першому випадку міцність стінки форми зумовлена адгезійно-когезійними силами в піску зі зв'язувальним компонентом, а в другому – градієнтом газового тиску завдяки різниці тиску в вакуумованому середовищі сухого формувального піску і тиску газів від термодеструкції моделі, яка служить рухомим джерелом газовиділення по мірі заміщення її розплавом металу.

Застосування ливарних форм із сухого піску багаторазового обігу дає змогу без капіталоємного масивного обладнання регулювати виробництво як за строками (з накопиченням разових моделей протягом часу до місяця і більше), за металоємністю форми, розміщуючи до 20 модельних кущів чи кластерів з окремими стояками в одній формі, так і за локацією виробничих дільниць, з можливістю винесення модельної дільниці в прибудові до цеху на поверхи вище першого чи в окремі легкої конструкції приміщення. Циклічний обіг і охолодження формувального піску взагалі можливо проводити поза цехом вздовж зовнішньої його стіни. Об'ємна комплектація моделей з пінополістиролу (ППС) у кущі і застосування багатомісних ливарних форм (з окремими стояками для кожного куща моделей) суттєво економлять виробничі площі (на тонну продукції) для заливання і вистоювання форм або скорочують ливарні конвеєри порівняно з литтям у більш поширені традиційні форми в парних опоках. Застосування сухого піску для форм спрощує обіг піску, для чого застосовують обладнання, аналогічне до типового для заводу підготовки будматеріалів, і яке нескладно виготовити в більшості вітчизняних механічних цехів. Останні розробки інституту ФТІМС НАН України щодо моделювання біонічних литих конструкцій з ППС, регулювання швидкості охолодження литва у піщаній формі, включно з варіантами його термообробки [2], застосування 3D-фрезерів та 3D-принтерів для виготовлення моделей, в тому числі з вентиляцією моделей і знешкодженням викидів газів [3] суттєво удосконалюють ЛГМ-процес із можливістю його комп'ютеризації, автоматизації, поліпшення екологічної безпеки та збільшення можливості виготовлення легковагих тонкостінних виливків [4] складної геометрії.

Практика показала вигідне застосування технології ЛГМ для ремонтного та індивідуалізованого литва, особливо для виробництва швидкозношуваних та навісних робочих органів ґрунтообробного (передусім сільськогосподарського призначення), землерийного та гірничодобувного обладнання [5], імпортного та вітчизняного. Приклади підготовлених до заливання ливарних форм різного розміру і металоємності (одно- двох- та чотиримісних) в цеху ЛГМ ФТІМС НАН України показано на рис. 2, а також процес їх заливання металом.



Рис. 2. Піщані форми різних розмірів в цеху ЛГМ та заливання їх металом

Також на рис. 3, 4 показано приклади моделей та виливків, які нині виготовляють дрібними серіями в цеху ЛГМ ФТІМС НАН України по мірі надходження замовлень. Це робочі органи грунтообробного та землерийного обладнання, ланки конвеєрів та інші деталі рухомих механізмів.



Рис. 3. Приклади ливарних моделей деталей навісного обладнання



Рис. 4. Моделі і виливки ланок конвеєра та інших деталей механізмів

Обнадійливі перспективи для дрібносерійного ЛГМ-процесу відкриває 3D-друк ливарних моделей, при якому без модельного оснащення з цифрового креслення на екрані монітора за допомогою принтера друкується модель протягом 5-10 годин (в ідеалі) та протягом наступних 1-2 днів за нею методом ЛГМ можливе виготовлення виливка. Така «матеріалізація» ливарної моделі з цифрового файлу в концепції «Ідустрія 4.0» називається цифрофізичним перетворенням, що значною мірою скорочує процес від креслення до металопродукції та відповідає одному з кроків цифрової трансформації ливарної галузі.

Література:

1. Кущ О.І. Аналітика Куща. Channel info. 15.04.2024. URL: https://t.me/Analityka_Kush/1394.

2. Дорошенко В.С., Калюжний П.Б. Ізотермічне гартування залізовуглецевих сплавів, що суміщене з їх виливанням // Металознавство та обробка металів, 2024. – № 1. – С. 47-59. doi.org/ 10.15407/mom2024.01.047.

3. Дорошенко В.С. Нейтралізація газів при литті металу за моделями, що газифікуються, та передумови застосування для цього 3D-друкованих моделей // Процеси лиття, 2021. – № 3. – С. 32 – 43. doi.org/10.15407/plit2021.03.032.

4. Дорошенко В.С., Ладарєва Ю.Ю., Клименко С.І. Тонкостінні виливки з високоміцного чавуну за моделями, що газифікуються // Процеси лиття, 2023. – № 4. – С. 69-77. doi.org/10.15407/plit2023.04.069.

5. Дорошенко В.С., Калюжний П.Б. Сучасні технології зміцнення робочих органів ґрунтообробних машин // Металознавство та обробка металів, 2023. – №1. – С. 34–45. doi.org/10.15407/mom2023.01.034.

Парахнєвич Є.М., Івахненко Є.І.
(НУ «Запорізька політехніка», м .Запоріжжя)

ЗМІНА МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ МЕТАЛУ ПРИ НАПЛАВЛЕННІ БЛИЗЬКИХ ЗА ХІМІЧНИМ СКЛАДОМ СТАЛЕЙ ЕЛЕТРОШЛАКОВИМ МЕТОДОМ

E-mail: g1028913@gmail.com

Проблема вторинного використання деталей, що вийшли із ладу, стоїть досить гостро для машинобудівної галузі України і світу. Однією з ефективних технологій відновлення зношених деталей є технологія, яка базується на електрошлаковому наплавленні (ЕШН). В процесі ЕШН в результаті рафінування активним шлаковим розплавом метал, який переплавляється, очищується від шкідливих домішок, газів, неметалевих вкраплень, а направлена знизу догори кристалізація забезпечує утворення щільної структури [1]. Використання цього методу особливо перспективне для відновлення деталей рухомого складу залізничного транспорту [2,3].

Під час експлуатації електровозів із ладу виходить лише частина деталі, маса якої складає 10…12 % від загальної маси деталі. Роботу відновлених деталей, їх робочий ресурс, експлуатаційну надійність в деяких випадках лімітує якість зони сплавлення та зон термічного впливу. Присутність у цих зонах несприятливої крихкої структури, плівкових неметалевих вкраплень, пор, дефектів газового походження викликає руйнування відновлених деталей по зоні сплавлення. В процесі експлуатації електровозів марок ЧС–4, ЧС–8 з ладу виходить «шестерня» – деталь ходової частини електровозу, яка виготовлена із сталі 45ХН, масою 145,5 кг. В ній зношується шліцьове з’єднання і внутрішня різьба на ступиці, в той час як зубчаста передача в більшості випадків не зношується. Шліцьове з’єднання працює на згин з крученням, а руйнування відбувається із-за значних динамічних навантажень. В якості пари для наплавлення було запропоновано на сталь 45ХН наплавити сталь 20ХН3А, тому що сталь 20ХН3А має більший рівень механічних властивостей, що призведе до підвищення ресурсу роботи відновленої деталі електровоза.

Зміна хімічного складу відбувається від металу основи до наплавленого по зоні сплавлення (табл. 1). Хімічний склад відрізняється тільки по вуглецю і нікелю. В табл. 1 не представлено дані хімічного складу зони сплавлення, тому що визначити її хімічний склад неможливо із-за її малого розміру (ширина 150–200 мкм). В зоні сплавлення метал має хімічний склад, середній між сталлю 45ХН і сталлю 20ХН3А. Спостерігається різниця по вмісту вуглецю (близько 0,3 %) і нікелю (близько 2 %). Вміст усіх елементів знаходиться в межах ДСТУ 7809:2015.

Таблиця 1 – Хімічний склад наплавлення сталі 20ХН3А на сталь 45ХН

Марка сталі, ДСТУ	Вміст елементів, %							
	C	Si	Mn	Ni	Cr	не більше		
						P	S	Cu
45ХН ДСТУ 7809:2015	0,41…0,49	0,17…0,37	0,5…0,8	1,0…1,4	0,45…0,75	0,035	0,035	0,3
45ХН основа	0,43	0,24	0,53	1,14	0,53	0,024	0,020	0,14
20ХН3А ДСТУ 7809:2015	0,17…0,24	0,17…0,37	0,3…0,6	2,75…3,15	0,6…,9	0,025	0,025	0,3
Електрод 20ХН3А	0,19	0,22	0,46	2,80	0,59	0,013	0,020	-
Наплавлений метал 20ХН3А	0,20	0,15	0,46	2,71	0,62	0,027	0,022	-

При наплавленні близьких за хімічним складом сталей провели випробування зразків до і після термічного оброблення (табл. 2).

Таблиця 2 – Механічні властивості металу при наплавленні сталі 20ХН3А на сталь 45ХН

Марка сталі, ГОСТ	Механічні властивості					
	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ, %	Ψ, %	KCU, МДж/м^2	НВ
45ХН ДСТУ 7806:2015	717	-	11,0	52,9	0,565	197
20ХН3А ДСТУ 7806:2015	950	750	12,0	55	1,1	-
Вимоги для деталі (дані СТП)	686	-	10,0	-	-	217…241
Метал ЕШН без термічного оброблення	798	-	8,0	28	0,2	$\frac{187...197*}{207}$
Метал ЕШН після термічного оброблення	849	-	9,0	43	0,42	$\frac{289*}{241}$

Примітка: * чисельник – метал основи, знаменник – наплавлений метал

В литому стані до термічного оброблення показники ударної в’язкості металу зони сплавлення значно менші, ніж основного і наплавленого металів, що пояснюється неоднорідністю структури металу зони сплавлення. Травлення шліфів показало, що зразки розривалися по металу основи, з чого можна зробити висновок, що метал зони сплавлення і наплавленої сталі мають кращі показники механічних властивостей. Термічне оброблення сприяє покращенню мікроструктури металу зони сплавлення, і як наслідок, підвищує механічні властивості відновленої деталі.

Таким чином, наплавлення сталі 20ХН3А на сталь 45ХН дає змогу отримати заготовки з високим рівнем механічних властивостей, набагато вищим за вимоги до металу деталей електровозів. Такий результат, крім інших факторів, досягається також завдяки термічному обробленню відновлених деталей, режим якого підбирали відповідно до хімічного складу зони сплавлення. Тільки в цьому випадку можливо отримати високі показники механічних властивостей відновлених деталей.

Література:

1. Рябцев И.А. Наплавка деталей машин и механизмов / Рябцев И.А. – К: Екотехнологія, 2004. – 160 с.

2. Парахнєвич Є.М. Відновлення деталей електрошлаковим методом / Є.М. Парахнєвич, Б.С. Сперанський, Ю.П. Петруша // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2000. – №2. – С. 49 – 51.

3. Кусков Ю.М. Электрошлаковая наплавка / Кусков Ю.М., Скороходов В.Н., Рябцев И.А., Сарычев И.С. – М: Наука и технология, 2001. – 189 с.

Парахнєвич Є.М.[1], Воденнікова О.С.[2], Івахненко Є.І.[1]
([1]НУ «Запорізька політехніка»;
[2]Запорізький національний університет, м. Запоріжжя)

ЩОДО ОСОБЛИВОСТЕЙ РОЗПОДІЛУ НЕМЕТАЛЕВИХ ВКРАПЛЕНЬ ПРИ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОМУ НАПЛАВЛЕННІ З ВЕЛИКИМ ВМІСТОМ СІРКИ

E-mail: oksana_vodennikova@ukr.net

На сьогодні з застосуванням технології електрошлакового наплавлення (ЕШН) стало можливим відновлення зношених деталей, вузлів, агрегатів та іншого. Цей процес заснований на виділенні тепла електричного розряду у ванні розплавленого флюсу.

Відомо, що при стандартній кількості сірки в металі при електрошлаковому наплавленні визначити її розподіл внаслідок значної десульфурації високоактивним флюсом досить важко, тому на сьогодні гостро стоїть завдання – дослідити механізм видалення сірки в процесі електрошлакового наплавлення.

Мета роботи – визначення характеру розподілу неметалевих вкраплень і сірки в зоні сплавлення, перехідній зоні і металі основи при електрошлаковому наплавленні різнорідних за хімічним складом сталей з великим вмістом сірки.

Підвищену концентрацію сірки в електрошлаковому металі отримували за наступною схемою: в сталь 20 і сталь 12Х13 додавали сірчане залізо при переплавленні в індукційній печі типу ІСТ-0,04. З цих плавок метал розливали в піщано-глинясті форми для отримання електродів діаметром 50 мм і подальшого їх переплавлення, а також підкладки діаметром 100 мм, на які відповідно проводилося наплавлення.

Хімічний аналіз металу отриманих електродів і підкладок показав вміст сірки в сталі 20 – 0,08 %, сталі 12Х13 – 0,06 %. Наступний етап: методом ЕШН на флюсі марки АНФ-6-1 проводили експериментальне наплавлення на установці для електрошлакового відновлення, створеній на базі апарату для зварювання пластинчастим електродом А-550У і трансформатора для зварювання ОСУ – 80/0,5 за схемою: на сталь 20 наплавляли сталь 20, на сталь 20 – сталь 12Х13, на сталь 12Х13 – сталь 12Х13 і на сталь 12Х13 – сталь 20. Для переплаву вибрали найбільш

розповсюджений для електрошлакового процесу шлак на основі CaF_2–Al_2O_3 марки АНФ-6-1, оскільки він якнайкраще забезпечує очищення металу від шкідливих домішок і неметалевих вкраплень. Основними компонентами цих шлаків вважають ті, вміст яких у шлаку складає більше 10 %.

Зону сплавлення виявляли за допомогою теплового методу (нагрівання зразка до появи зони сплавлення, тобто зміни кольору одного з металів або двох), методом переполірування шліфа і комбінованим методом (хімічне травлення + теплове травлення, переполірування + теплове травлення). Для хімічного травлення використовували 4 % спиртовий розчин азотної кислоти.

У роботі наведено результати дослідження розподілу неметалевих вкраплень і сірки в зоні сплавлення, перехідній зоні і металі основи при електрошлаковому наплавленні різнорідних за хімічним складом сталей з великим вмістом сірки.

Показано, що кількість сірки в металі, навіть при великих її концентраціях, не впливає на чистоту зони сплавлення за вмістом неметалевих вкраплень. Інтенсивне очищення зони сплавлення і перших порцій металу, що наплавляється, відбувається завдяки великій поверхні реагування з високоактивним рідким фторидним флюсом і високій температурі шлакової ванни. В результаті протікання цих процесів неметалеві вкраплення подрібнюються, зменшується їх кількість і вони рівномірно розподіляються за об’ємом металу.

Металографічними дослідженням встановлено, що неметалеві вкраплення в зоні сплавлення мають сприятливу глобулярну форму, вони дрібні за розміром і рівномірно розподілені за об’ємом металу, що сприяє збільшенню рівня механічних властивостей сталей. Саме тому що їх розмір не перевищує так званих «критичних» розмірів вкраплень.

Петришин М.М.[2], Сезоненко А.Ю.[1], Колесніченко А.А.[1], Мартинчук В.Є.[1], Лук'яненко І.В.[2], Биба Є.Г.[2], Ромашкіна М.Ю.[2], Ямшинський М.М.[2], Барабаш М.Ю.[1, 2, 3]
([1]ТЦ НАН України; [2]КПІ ім. Ігоря Сікорського; [3]ІГ НАН України, Київ)

ОСОБЛИВОСТІ СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТІ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ Al-Si-Cu, ОТРИМАНОГО ШЛЯХОМ ПРИКЛАДАННЯ ДОДАТКОВОГО ТИСКУ НА РОЗПЛАВ ПРИ КРИСТАЛІЗАЦІЇ

E-mail: mbarabash@nasu.kiev.ua

Сучасна техніка висуває високі вимоги до комплексу властивостей матеріалів під час їх виробництва та експлуатації. Актуальним завданням фізичного матеріалознавства є подальше вдосконалення вже існуючих і розробка нових алюмінієвих сплавів для різних галузей машинобудування. Тому створення нових високоміцних ливарних сплавів алюмінію, які успішно замінюють, наприклад, у транспортній галузі, сталь та чавун, є вкрай важливим [1-7]. Певний інтерес представляють модифікатори, які впливають на розміри первинного зерна і форму вкраплень евтектичного кремнію. Встановлено, що процеси модифікування не змінюють хімічного складу сплаву, а сприяють зміні величини і форми структурних складових [8, 9]. У теперішній час для різних галузей промисловості характерна тенденція збільшення попиту на напівфабрикати з алюмінієвих сплавів, що деформуються, особливо зі сплавів системи Al-Si-Cu. Відомо [10], що найкращі ливарні властивості мають сплави на основі системи (Al-Si-Cu), однак навіть у найбільш високоміцного сплаву цієї групи АК8М3ч (ВАЛ8) межа міцності $\sigma_в \leq 350$ МПа, що не відповідає сучасним вимогам. Суттєвим недоліком більшості сплавів є низькі ливарні властивості, що заважає отримувати вироби складної форми методом лиття. Тому актуальними є дослідження, які присвячені розробці нових багатокомпонентних ливарних сплавів алюмінію із вдалим поєднанням механічних та ливарних властивостей. Такі сплави мають задовольняти низці критеріїв: мати достатню кількість евтектики сприятливої морфології, яка формується безпосередньо після кристалізації чи термічної обробки, мінімальний ефективний інтервал кристалізації для досягнення достатньо високого рівня ливарних властивостей, а Al-матриця має бути легована таким чином, щоб забезпечити необхідний рівень

механічних властивостей [10]. Слід зауважити, що присутність більше 30 % евтектичної складової в структурі сплавів має вирішальне значення для забезпечення високих технологічних властивостей.

Мета роботи – створити високоміцний композиційний матеріал на основі алюмінію з використанням додаткового тиску на розплав при кристалізації.

Для виготовлення виливків було обрано алюмінієвий сплав: первинний АК9М2 ($AlSi_9Cu_2$), який поєднує високі механічні характеристики та прийнятні ливарні властивості. Для приготування сплаву використовували наступні вихідні шихтові матеріали: чистий алюміній марки А7, лігатуру AlSi (25 % Si), чиста мідь марки М1. Використання високоякісних шихтових матеріалів дає змогу отримати сплави з низьким вмістом шкідливих домішок, передусім заліза. Плавлення шихтових матеріалів проводили в керамічному тиглі марки BU 50 Stabil (Noltina/Morgam, Germany) місткістю 50 кг за алюмінієм. В роботі було використано піч електроопору, що дало змогу точно підтримувати задану температуру на всіх етапах плавлення та технологічної обробки розплаву перед литтям. Це дало змогу отримати мінімальне газонасичення розплаву.

Основні етапи технологічної обробки розплаву перед литтям складалися з рафінування, дегазації розплаву та введення лігатури. Рафінування розплаву здійснювали за допомогою введення в розплав спеціального покривально-рафінувального гранульованого флюсу на основі хлоридів, карбонатів та фторидів. Було використано флюс марки Elimoxal NF80/GF (Aluminium Martigny France, Франція) в загальній кількості 0,2 % від маси шихтових матеріалів. Флюс вводили двома етапами для максимальної ефективності рафінування розплаву. На першому етапі флюс вводили разом із шихтовими матеріалами на дзеркало розплаву. На другому етапі після розплавлення всіх шихтових матеріалів флюс вводили під дзеркало розплаву за допомогою спеціального інструменту – занурюваного «дзвіночка». Тривалість рафінування складала 2-3 хвилини.

Дегазацію розплаву для зменшення вмісту розчиненого в алюмінієвому розплаві водню проводили введенням спеціального таблетованого флюсу марки

Desydral N71P (Aluminium Martigny France, Франція) в кількості 0,1 % від маси розплаву. Таблетований флюс вводили в розплав за допомогою занурюваного «дзвіночка». За хімічною реакцією виділявся чистий азот та відбувався процес барботації розплаву. Тривалість дегазації складала 3 хвилини. Введення лігатури проводили з метою подрібнення зерен матеріалу виливка для гомогенізації структури та підвищення механічних характеристик. На сьогоднішні одним із найбільш ефективних способів зменшення розміру зерен є введення в розплав лігатури AlTiB (5 % Ti, 1 % B, решта алюміній). Використовували лігатуру AlTiB (KBM Master Alloys B.V., Нідерланди) у формі стрижнів діаметром 9,5 мм в кількості 0,1 % від маси розплаву. Формування додаткових центрів кристалізації в розплаві відбувалось вже на 2 хвилину після введення лігатури.

Технологічну операцію зменшення (подрібнення) елементів евтектики Al-Si не проводили, оскільки отриманий рівень механічних властивостей виявився цілком достатнім для використання виливка за призначенням. Але проведення цієї технологічної операції може додатково покращити механічні властивості виливка.

Після проведення всіх вищенаведених технологічних операцій та видалення шлаку з поверхні розплаву відбувався процес лиття. Для цього використовували металеву форму (кокіль) Vernifond (Fondermat, Італія), покриту антипригарним покриттям.

При проектуванні форми і відпрацюванні технології лиття було вирішено дві основні задачі: створити умови для ламінарного заповнення форми розплавом та створити тиск на розплав в процесі твердіння.

Технологічними та конструктивними засобами було реалізовано ламінарне заповнення форми розплавом, щоб запобігти формуванню технологічних дефектів литва (рис. 1). Тиск на розплав 6,726 Па (~0,07 атм.) підтримували постійним протягом всього часу твердіння виливка. Вектор прикладання тиску співпадав з центральною віссю симетрії виливка. Технологічні умови подібні до лиття за допомогою машин ЛПНТ (лиття під низьким тиском).



а б в

Рис. 1. Конструктивний вигляд деталі «ступиця», отриманої за ламінарним заповненням форми розплавом: а – отримана з виливка в комплекті для застосування в легкомоторних літаках або БПЛА; б – після термічного та повного механічного оброблення; в – після термічного та механічного оброблення; 1, 2 – зони, з яких вирізали зразки серії 1 і 2

В результаті застосування вищенаведеної технології лиття (розробленої SA-Foundry sp.z.o.o., Польща та Aerolux, Україна) було отримано виливок з високими експлуатаційними параметрами та мінімальною кількістю технологічних дефектів, незважаючи на суттєву товщину виливка. Розроблено технологію та конструктивні особливості ламінарного заповнення форми розплавом з метою мінімізації формування технологічних дефектів лиття.

Література:

1. Антипов В.В. Перспективы развития алюминиевых, магниевых и титановых сплавов для изделий авиационно-космической техники // Авиационные материалы и технологии. 2017. №S. – С. 186–194. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-186-194.

2. Барабаш О.М., Легкая Т.Н., Мильман Ю.В., Коржова Н.П., Гринкевич К.Э. Физические основы разработки нового класса литейных сплавов на основе алюминия. Металлофизика и новейшие технологии. 2009. Т. 31, № 4. – С. 545-552.

3. Легка Т.М., Мільман Ю.В., Міка М., Коржова Н.П., Воскобойнік І.В., Мордовець Н.М. Особливості будови Al-кута фазової діаграми потрійної системи Al–Ge–Mg. Порошковая металлургия. 2018. № 11/12. – С. 116-124.

4. Коржова Н.П., Легка Т.М., Мордовець Н.М., Ничипоренко В.І. Високоміцні евтектичні сплави потрійної системи Al–Si–Mg, леговані цинком та міддю. Металознавство та обробка металів. 2015. № 2. – С. 43-48.

5. Щербакова Л.Г., Криницкий А.В., Коржова Н.П., Легкая Т.Н., Самелюк А.В. Влияние легирования на механические свойства и коррозионную стойкость высокопрочных эвтектических (α-Al+Mg2Si) сплавов тройной системы Al–Mg–Si. Металлофизика и новейшие технологии, 2017. Т. 39, вып. 9. – С. 1239-1252. http://mfint.imp.kiev.ua/ua/abstract/v39/i09/1239.html

6. Іванченко Д.В. Ямшинський М.М. Технологічні особливості виготовлення сплаву АК7ч, зміцненого цирконієм, уведеним із тетрафториду цирконію // Процеси лиття. 2023, № 2 (152). – С. 16-23. https://doi.org/10.15407/plit2023.02.016

7. Барабаш М.Ю., Колесніченко А.А., Леонов Д.С., Литвин Р.В., Сезоненко А.Ю., Лук'яненко І.В., Биба Є.Г., Ямшинський М.М., Бобошко Є.М. Особливості структуроутворення тонких плівок міді та визначення їх плазмонно-резонансних властивостей // Металофізика та новітні технології. 2023, т. 45, №2. – С. 169-182. https://doi.org/10.15407/mfint.45.02.0169.

8. Ямшинський М.М. Селівьорстов В.Ю., Лук'яненко І. В., Кивгило Б. В. Вплив модифікування високодисперсним карбідом кремнію на ливарні властивості вторинного сплаву системи Al-Si // Метал і лиття України. 2022. № 1 (30). – С. 77–83. https://doi.org/10.15407/steelcast2022.01.077

9. Dmytro Ivanchenko, Mykhailo Yamshinskij. Treatment of An Aluminum Casting Alloy of the Al-Si-Cu-Mg System with Zirconium Entered from its Compounds // International Journal of Engineering Research & Technology (IJERT) Vol. 10 Issue 10, 2021. – P. 411-416.

10. Zolotarevsky V.S., Belov N. A., Glazoff M.V. Casting aluminium alloys. Elsevier. 2007. – 530 p.

Поліщук К.В., Мініцький А.В.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)

РОЗРОБКА ВАЖКИХ СПЛАВІВ НА ОСНОВІ КОМПОЗИЦІЙНИХ ПОРОШКІВ

E-mail: kirillpolishchuk25@gmail.com

Вольфрамові важкі сплави застосовуються у виробництві махових коліс, при виготовленні противаг, роторів гіроскопів, регуляторів центрифуг і контактів для високовольтних вимикачів [1]. Основною технологією виготовлення таких сплавів є метод порошкової металургії, через високу різницю в температурах плавлення вольфраму та легувальних елементів (нікель, залізо, мідь). При цьому вироби із важких сплавів виготовляють з дрібних металевих порошків високої чистоти розміром 10-50 мкм [2]. Однак, застосування чистих порошків має певні недоліки, пов'язані як з високою вартістю останніх, так і з нерівномірним розподілом легувальних елементів при механічному змішуванні. Це обумовлено великою різницею густини нікелю і заліза порівняно з вольфрамом, що ускладнює процес легування і забезпечення рівномірного розподілу легувальних добавок по об'єму матеріалу. Одним із способів введення легувальних добавок є плакування порошку основи шляхом нанесення покриття. Плакування порошку вольфраму нікелем було реалізовано методом хімічного осадження, при якому є можливість отримати щільне покриття практично будь-якого складу.

Метою роботи є вивчення структури та властивостей важких сплавів на основі вольфрамового порошку з нанесеним покриттям нікелю.

Одержання нікелевого покриття на порошку вольфраму забезпечувалось додаванням 25 %-го розчину аміаку в робочий розчин, що містив хлористий нікель (як джерело нікелю), лимоннокислий натрій, гіпофосфіт натрію та хлористий амоній (відновлювачі та комплексоутворювачі). Порошок вольфраму розміром 10–12 мкм завантажували у ванну з розчином та рівномірно перемішували при температурі 80–85 °С протягом 1 години. Таким чином було отримано композиційний порошок на основі вольфраму з шаром нікелю товщиною 2–3 мкм. Дослідження гранулометричного складу плакованого порошку показало бімодальне розподілення

частинок за розміром, що свідчить про те, що не всі частинки порошку вольфраму мають однакову товщину покриття. Це пояснюється тим, що рівномірність осадження покриття залежить від форми та морфології вихідних частинок вольфраму.

Було визначено ущільнювальність порошку вольфраму та плакованого порошку вольфраму. Встановлено, що в умовах статичного пресування ущільнення порошку вольфраму відбувається до тиску 550 МПа, подальше збільшення тиску практично не призводить до зниження пористості, вона залишається на рівні 35 %. При цьому плакування порошку нікелем не покращило ущільнювальність, що пояснюється тим, що покриття із нікелю збільшує коефіцієнт міжчастинкового тертя, що ускладнює переукладання частинок на стадії структурної деформації за низьких тисків. Подальше, зростання тиску призводить до збільшення контакту між частинками, що призводить до часткової деформації порошку вольфраму, проте покриття нікелю містить фосфор, що перешкоджає пластичній деформації вольфраму.

Література:

1. Randall M. German, Sintered tungsten heavy alloys: Review of microstructure, strength, densification, and distortion // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, Volume 108, Nov. 2022, https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2022.105940.

2. R.M. German, Tungsten Heavy Alloy Handbook, Metal Powder Industries Federation, Princeton, NJ, 2021.

Савельєв С.Г., Кондратенко М.М., Бабаєвська О.В.
(КНУ, м. Кривий Ріг)

ВИКОРИСТАННЯ МАГНЕЗІАЛЬНОГО ФЛЮСУ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ОФЛЮСОВАНОГО ЗАЛІЗОРУДНОГО АГЛОМЕРАТУ ТА ПОЛІПШЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ ДОМЕННИХ ШЛАКІВ

E-mail: kondratenkom002@knu.edu.ua

Основною сировиною доменних печей в теперішній час є офлюсований залізорудний агломерат. Найважливішою характеристикою якості агломерату є його холодна міцність [1]. При цьому відомо [2, с. 183, 184], що підвищення

холодної міцності агломерату є одним із факторів, що визначають поліпшення газодинамічних умов доменного процесу. В сучасних умовах вимоги до якості металургійної сировини постійно підвищуються, що змушує технологів виробництва з випуску агломерату і котунів задавати в шихту компоненти, які збільшують міцність згрудкованої сировини і поліпшують властивості доменних шлаків. Одним із таких компонентів є магній та його сполуки.

Ширина температурного інтервалу, в якому відбувається плавлення доменних шлаків, має певний діапазон, що обумовлено їх багатокомпонентністю. У зв'язку з труднощами, які виникають при визначенні межі між поняттями «температура плавлення» та «температура кристалізації» шлаків, використовують термін «плавкість» [3] – мінімальна температура, за якої шлаки не втрачають свою рухливість.

Високий вміст магнезії у шлаках різко погіршує їх в'язкість, що пояснюється утворенням в них кристалів шпінелі ($MgO \cdot Al_2O_3$) з температурою плавлення приблизно 2135 ºС [4]. Однак позитивний вплив MgO на температури плавлення і кристалізації, а також в'язкість шлаків все ж є, і залежить він від основності шлаків. Для нормальних (CaO/SiO_2 = 1,10–1,30) та основних ($(CaO+MgO)/SiO_2$ = 1,35–1,45) шлаків розріджувальний ефект магнезії спостерігається при вмісті MgO = (6–12 % [5]. В кислотних шлаках (CaO/SiO_2 не більше 1,0) позитивний ефект спостерігається при вмісті MgO = 10–20 % [6].

Для умов підприємств металургійного комплексу України притаманні високосірчисті шлаки, для яких доцільним є вміст магнезії 3–12 % [7, 8]. Найліпша якість чавуну відповідає шлакам нормальної і високої основності, які містять 8–12 % магнезії [6].

Вміст магнезії в кислих шлаках не повинен перевищувати 11–14 %. Це сприяє зниженню в'язкості та збільшенню плинності шлаків, що пояснюється наявністю в шлаку досить великої кількості сульфідів CaS, які розбавляють розплав [9].

Рівень нагрівання доменної печі контролюється вмістом кремнію в чавуні, який переходить в металевий сплав після відновлення [10]. Можливість неускладненої роботи печі за рахунок наявності основних магнезіальних шлаків

спостерігається для чавуну з вмістом 0,2–0,4 % кремнію за рахунок більшої теплоємності основних магнезіальних шлаків [6], оскільки саме теплоємність дає змогу підтримувати сприятливе поєднання фізико-хімічних властивостей шлаку на відносно постійному рівні. Позитивний ефект підвищеного нагрівання доменної печі може бути наслідком нестабільності шлаків [7, 8], оскільки їх властивості різко змінюються навіть при незначному коливанні температури або хімічного складу шихтових матеріалів [11].

Найпростіший спосіб введення будь-яких домішок в доменну піч – їх завантаження разом із шихтовими матеріалами – у випадку магнезіальних добавок має низку недоліків. Основний з них – руйнування магнієвмісних флюсів у верхній частині печі через меншу, ніж у залізорудних матеріалів, «гарячу» міцність, що значно погіршує газодинамічні умови плавки. Тому найбільш доцільно вводити такі домішки на етапі виробництва згрудкованої залізорудної сировини.

Серед двох основних видів згрудкованої металургійної сировини – котунів і агломерату – останній має більшу гнучкість в управлінні процесом плавки, тому введення оксиду магнію в доменну піч найбільш доцільно в складі залізорудного агломерату. Це обумовлено більшими температурами проведення спікання (до 1500 ºС) при агломерації в порівнянні з окислювальним випалом котунів (не більше 1350 ºС). Крім того, більший вплив на агломерат та його властивості має не вміст і склад рудної частини, а основність шихти та вміст в ній вуглецю, які варіюються в залежності від вимог до агломерату [12].

Вид магнієвмісного мінералу істотно впливає на металургійні властивості спеченого агломерату. При цьому найбільш перспективними магнієвмісними флюсами є силікати магнію. Однак вплив цих добавок на процес мінералоутворення при спіканні агломерату і, відповідно, формування його міцнісних властивостей практично не вивчений.

У вітчизняному виробництві агломерату найчастіше використовують добавки на основі доломіту, магнієвмісних руд і концентратів. Використання силікатів магнію на закордонних виробництвах призводить до зниження вмісту заліза в сировині через високий вміст кремнію в цих добавках. Проте завдяки

вивченню закордонного досвіду можливе розширення сировинної бази магнієвмісних домішок для українських виробників агломерату.

Серпентиніт вирізняється високим вмістом магнезії, більшою чистотою за вмістом шкідливих домішок і значно меншими втратами під час прожарювання в порівнянні із сидеритом. Однак, він також має високий вміст кремнезему, що веде до зниження вмісту заліза в агломераті [13].

Тому було виконано ряд експериментів зі спікання агломератів з використанням сидериту та серпентиніту, а також комбінованого флюсу на їх основі. В результаті встановлено оптимальний склад комбінованої флюсувальної добавки та її вплив на параметри агломераційного процесу. Серпентиніт із залишковим магнезитом є побічним продуктом виробництва магнезиту, і його використання в аглодоменній переробці дасть змогу знизити негативний вплив порідних відвалів на навколишнє середовище.

Проведення низки дослідно-промислових спікань дало змогу уточнити і перевірити оптимальний склад комбінованого флюсу, що містить 10 % серпентиніту і 90 % сидериту, та його економічну ефективність в порівнянні з іншими складами. Для агломератів з простою основністю 1,5 од., що виготовлені з таким флюсом, міцність на удар становить від 76,0 до 80,7 %, на стирання – від 5,3 до 3,9 %; для основності 1,75 од. відповідно: від 77,3 до 82,9 % і від 5,4 до 4,7 %.

Порівняння оптимальних складів серед серій агломераційних шихт за витратами на шихтові матеріали показало, що найбільш економічно вигідною є шихта з додаванням серпентиніту. Для цього ж варіанту складу максимальною буде і величина продуктивності агломераційного процесу. Вміст заліза в порівнюваних варіантах практично однаковий 52,1–52,2 %.

Література:

1. Губин Г.В. Савельев С.Г., Равинская В.О. Оценка показателей качества железорудного сырья и их влияния на работу доменной печи / Качество минерального сырья: Сб. научн. трудов. Кривой Рог, 2017. Т. 1. – С. 83–91.

2. Вегман Е.Ф., Жеребин Б.Н., Похвиснев А.Н. и др. Металлургия чугуна. – М.,

2004. – 774 с.

3. Ефименко Г.Г., Гиммельфарб А.А., Левченко В.Е. Металлургия чугуна. – 3-е изд., перераб. и доп. – К.: Выща шк., 1988. – 351 с.

4. Остроухов М.Я., Остроухов М.Я., Жило Н.Л. О критериях оценки свойств доменных шлаков. Сборник научных трудов: Межвузовский выпуск 2. – Магнитогорск, 1973. – С. 134-137.

5. Тогобицкая Д.Н., Можаренко Н.М., Белькова А.И., Степаненко Д.А. Аналитическая оценка свойств доменных шлаков, обеспечивающих устойчивую работу печи в нестационарных условиях // Металлургическая и горнорудная промышленность, 2010 № 4. – С.13–17.

6. Васюченко А.И. и др. Опыт работы доменных печей на магнезиальных шлаках // Сталь, 1986, № 6. – С. 10-12.

7. Пермяков А.А., Долинский В.А. Особенности минерального состава доменного шлака при проплавке магнезиального агломерата // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия, 2007. № 6. – С. 13-16.

8. Мишин П.П., Раев Ю.О., Слепцов Ж.Е. Освоение технологии выплавки чугуна на магнезиальноглиноземистых шлаках // Сталь, 1969. № 12. – С.1073–1077.

9. Пыриков А.Н., Невраев В.П., Жак А.Р., Хаустов В.А. Освоение производства высокоосновного доменного агломерата на Череповецком металлургическом комбинате // Сталь, 1989, № 8. – С. 4–7.

10. Якушев А.М., Голубев Л.А. Вязкость шлаков системы $CaO – Al_2O_3 – SiO_2 – MgO$ на основе CaO // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия, 2006. № 9. – С.9 –11.

11. Товаровский И.Г., Можаренко Н.М., Белецкий В.А., Хвостенко В.С. Условия выплавки низкокремнистого чугуна с низким содержанием серы // Сталь, 1992. №10. – С. 5–8.

12. Никитин Л.Д., Долинский В.А., Бугаев С.Ф. и др. Выплавка чугуна с пониженным содержанием кремния на магнезиально-глиноземистых шлаках // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2003. № 4. – С. 11–14.

13. Шаповалов А.Н., Заводяный А.В., Братковский Е.В. Применение серпентинитов Халиловского месторождения в агломерационном производстве // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия, 2011. № 3. – С. 25–29.

Савонов Ю.М., Капустян О.Є, Івахненко Є.І.
(НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя)

ВПЛИВ ІТРІЮ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ХРОМОНІКЕЛЕВОГО НАПЛАВЛЕНОГО МЕТАЛУ

Відомо, що покращити пластичні властивості та ударну в'язкість сталі та сплавів, очистити їх від шкідливих домішок та неметалевих вкраплень, підвищити корозійну стійкість та гарячу пластичність корозійностійких сталей можна шляхом модифікування малими добавками ітрію [1-2].

У цій роботі досліджувався вплив ітрію на структуру, склад і забрудненість неметалевими вкрапленнями та шкідливими домішками, міжкристалітну корозію наплавленого металу при зварюванні хромонікелевої сталі 12Х18Н10Т. Зразки наплавлялися і зварювалися стандартними електродами з фтористокальцієвим покриттям (марки ЗІО-3) та дослідними електродами з добавками ітрію.

Порошок ітрію марки ІТМ-5 (ТУ 48-4-208-72) після просіювання через сито 400 отв./см^2 вводили до складу шихти, яка містить 40-60 % мармуру і 15-20 % плавикового шпату.

Вміст ітрію в наплавленому металі визначали спектрографічним методом.

Стійкість зварних з'єднань і наплавленого металу проти міжкристалітної корозії визначали кип'ятінням в 65 % розчині HNO_3 (метод Д за ГОСТ 6032-75).

Введення ітрію в покриття сприяє меншому вигоранню хрому, титану і кремнію, що пояснюється високою здатністю ітрію до розкислення (табл. 1). Майже весь ітрій, що вводиться в покриття, витрачається в процесі зварювання на розкислення та десульфурацію; залишковий вміст ітрію в наплавленому металі дуже малий (див. табл. 1). Мікрорентгеноспектральний аналіз показує, що він присутній переважно у вкрапленнях. У твердому розчині ітрій практично відсутній.

Наплавлений метал без ітрію має типову для зварних швів на сталі 12Х18Н10Т двофазну аустенітно-феритну структуру (близько 8 % δ-фериту). Найбільший модифікувальний ефект проявляється за наявності 0,0036-0,0039 % Y: розмір кристалітів зменшується порівняно з початковим у 2-3 рази. При

подальшому збільшенні вмісту ітрію зберігається дезорієнтована структура, однак розмір кристалітів збільшується.

Металографічним аналізом встановлено, що в наплавленому металі без ітрію спостерігаються вкраплення оксидів і оксисульфідів сферичної форми і сульфідів витягнутої форми.

Таблиця 1 – Хімічний склад наплавленого металу

Кількість ітрію в покритті електрода, %	Масова доля елементів, %									
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Ti	Al	Y	S	[O]
0	0,09	1,89	0,29	19,81	10,21	0,17	-	-	0,019	0,029
2	0,09	2,05	0,25	19,70	10,40	0,17	0,02	0,0020	0,013	0,033
4	0,08	2,40	0,24	18,20	10,10	0,20	0,02	0,0026	0,012	0,025
10	0,09	2,45	0,69	19,00	10,50	0,29	0,04	0,0039	0,009	0.019
30	0,07	1,75	0,54	20,00	10,00	0,27	0,05	0,0075	0,012	0,017
50	0,08	1,84	0,61	20,56	10,95	0,27	0,06	0,0093	0,014	0,027

Мікролегування наплавленого металу 0,0020 % Y призвело до зменшення забрудненості неметалевими вкрапленнями, їх глобулізації. Переважна більшість вкраплень мала сферичну форму, зникли сульфіди витягнутої форми. При подальшому підвищенні вмісту ітрію збільшується забрудненість наплавленого металу великими неметалевими вкрапленнями.

Газовий та хімічний аналізи показали, що збільшення кількості ітрію в наплавленому металі призводить до зниження вмісту кисню та сірки (див. табл. 1).

При мікролегуванні ітрієм зростає стійкість наплавленого металу проти міжкристалітної корозії, про що свідчать результати випробувань у 65 % розчині $HN0_3$ (табл. 2).

Таблиця 2 – результати корозійних випробувань наплавленого металу у 65 % розчині HNO_3

Вміст Y в металі шва, %	Швидкість корозії, г/(м^2-ч)
0	1,0582
0,0039	0,5404
0,0075	0,6077
0,0093	0,7485

Таким чином, ітрій при оптимальному вмісті підвищує чистоту наплавленого металу за неметалевими вкрапленнями і шкідливими домішками, сприяє більш повному переходу хрому і титану в метал шва, підвищує стійкість наплавленого хромонікелевого металу проти міжкристалітної корозії.

Література:

1. І. П. Вовчок, Ю. А. Шульте, А. В. Царьов та ін. Неметалічні включення в сталях з ітрієм // Ливарне виробництво, 1975. – № 1. – С. 29–30.

2. Вплив малих добавок ітрію на гарячу пластичність корозійностійких сталей і сплаву аустенітного класу / Я.Є. Гольдштейн, С.Н. Чуватина, М. Н. Шматко та ін. // Металознавство та термічна обробка металів, 1978. – № 6. – С. 20–22.

Саітгареєв Л.Н., Скідін І.Е., Паламарчук І.М.
(КНУ, м. Кривий Ріг)

ВПЛИВ ЩІЛЬНОСТІ ПІНОПОЛІСТИРОЛОВИХ МОДЕЛЕЙ НА ЯКІСТЬ ВИЛИВКІВ

E-mail: saitgareev.levan@knu.edu.ua

Однією з суттєвих проблем при литті за газифікованими моделями (ЛГМ) є якість газифікованої моделі, від якої безпосередньо залежить якість одержуваного виливка. При цьому, якщо враховувати тільки технологічний аспект, то якість моделі визначається вибором матеріалу для її виготовлення (у даному випадку – марки полістиролу) та термочасовими режимами роботи автоклаву, де відбувається

спінювання полістиролу та виготовлення моделі. Отримувана модель має певну щільність, що у свою чергу, впливає на ряд її характеристик: якість поверхні, жорсткість (забезпечує точність необхідних розмірів, особливо при тонкостінному литті), випалювання розплавом (протікання процесу деструкції пінополістиролу при заливанні).

У своїй сукупності при задоволенні необхідних критеріїв та при оптимальному розміщенні модельного блоку в ливарній формі вищезазначені характеристики моделі значною мірою забезпечують отримання якісного литва без дефектів.

В роботі проведено дослідження впливу щільності пінополістиролових моделей на якість поверхні, жорсткість, випалюваність моделей і утворення ливарних дефектів у виливках із сплаву АК7 при температурі лиття (820...830 ºС)..

Для формування застосовувався кварцовий пісок $2К_1О_302$. При виготовленні газифікованих моделей використовувався полістирол STMMA FD#2 виробництва CASTCHEM (Китай) Для спінювання полістиролу і отримання моделей застосовували автоклав. Готові пінополістиролові моделі обробляли покриттям СПД-2.

Варіюючи термочасові режими автоклава, отримували різну щільність спіненого полістиролу. Щільність визначали шляхом розрахунку, знаючи масу отриманої моделі та її об'єм.

Відповідно, досліджували вплив на якість виливків при наступних значеннях щільності моделей: 0,017; 0,019; 0,022; 0,024; 0,026 г/см^3. Вплив різної щільності моделей на якість виливків наведено в табл. 1. Експериментальні результати показують, що при щільності 0,022...0,024 г/см^3 забезпечується задовільна якість поверхні, жорсткість, випалюваність моделей розплавом і, як наслідок, отримання виливків без дефектів. Це пояснюється найбільш повним перебігом процесу деструкції пінополістиролової моделі даної щільності в ливарній формі при підвищеній температурі заливання розплаву.

Таблиця 1 – Вплив щільності пінополістиролу на характеристики газифікованих моделей та якість виливків

Щільність моделі, г/см^3	Характеристика моделі			Дефекти у виливках
	якість поверхні	жорсткість	випалюваність	
0,017	-	-	+	Невідповідність геометричним розмірам. Незадовільна лита поверхня
0,019	+	-	+	Невідповідність геометричними розмірами
0,022	+	+	+	Ливарних дефектів немає
0,024	+	+	+	Ливарних дефектів немає
0,026	+	+	-	Спай. Сажиста поверхня

Примітка: «+» – задовільна; «-» – незадовільна

Використання моделі з щільністю 0,026 г/см^3 також забезпечує задовільну якість поверхні і жорсткість моделі, але випалюваність її розплавом незадовільна, що в результаті призвело до одержання дефектів у виливках. Таким чином, щільність 0,026 г/см^3 і вище є досить високою для пінополістиролових моделей в досліджуваних умовах, і таких значень необхідно уникати.

Що стосується моделей із щільністю 0,017...0,019 г/см^3, то ситуація, на відміну від моделі із щільністю 0,026 г/см^3, інша – при задовільній випалюваності спостерігалися незадовільні характеристики якості їх поверхні і жорсткості, що також призвело до отримання ливарних дефектів у виливках. Таким чином, щільність 0,017...0,019 г/см^3 і нижче є неприпустимою для моделей в досліджуваних умовах, і таких значень також слід уникати.

На рис. 1 показано готові пінополістиролові моделі для зразків з щільністю 0,017 г/см^3 (а) та 0,024 г/см^3 (б). Можна спостерігати, що недостатня щільність моделі призводить до її зернистості і своєрідної шорсткості (а), яка після заливання в точності переходить на виливок, призводячи до виникнення дефектів поверхні.

Таким чином, аналізуючи отримані експериментальні результати, оптимальним значенням щільності пінополістиролових моделей для виготовлених виливків задовільної якості є 0,022...0,024 г/см^3 при температурі лиття 820...830 ^{o}C.



а



б

Рис. 1. Пінополістиролова модель зразків із щільністю: а – 0,017 г/см^3; б – 0,024 г/см^3

Селівьорстов В.Ю., Доценко Ю.В., Адамчук М.С.
(УДУНТ, м. Дніпро)

ВИБІР ГАЗОУТВОРЮЮЧОЇ РЕЧОВИНИ ДЛЯ НАДЛИВУ З ПОНАДАМОСФЕРНИМ ТИСКОМ СТАЛЕВИХ ВИЛИВКІВ РІЗНОЇ ТРИВАЛОСТІ ЗАТВЕРДІННЯ

E-mail: seliverstovvy@gmail.com

Газоутворююча речовина, що вживана в пристрої, повинна бути дешевою, доступною і малоактивною при взаємодії зі сталлю, що виключить її забруднення. Цим вимогам відповідають карбонат кальцію (вапняк, крейда) і граничний вуглеводень (парафін) [1]. Карбонат кальцію раніше використовували в надливах з газовим тиском [2]. При його розкладанні виділяється вуглекислий газ [3]:

$$CaCO_3 = CaO + CO_2 - 42470 \text{ кал} \quad (177{,}5 \text{ КДж}) \qquad (1)$$

Оскільки CaO і $CaCO_3$ практично не утворюють між собою розчинів, то ця система має однин ступінь свободи, і кожній температурі відповідає єдине значення рівноважного парціального тиску CO_2. Аналітичний вираз такої залежності дає рівняння С.Т. Ростовцева [3]. Вирішуючи його щодо T і при тиску в системі 0,3 МПа одержимо, що рівноважна температура складає 990 °С. Оскільки температура рідкої сталі близько 1500 °С, то весь вапняк повинен розкластися.

Додавання в карбонат кальцію графіту в кількості 11 % збільшить в 2 рази об'єм газу, що виділився, згідно реакції:

$$CaCO_3 + C = CaO + 2CO - 83600 \text{ кал } (349 \text{ кДж}) \quad (2)$$

Також як газоутворююча речовина може застосовуватися парафін – суміш твердих граничних вуглеводнів з молекулярною масою 300-500 [4]. В результаті нагрівання парафін послідовно перетворюється на рідину, а потім – на газ. Температура плавлення і кипіння вуглеводнів підвищується із збільшенням числа атомів вуглецю і знаходиться в інтервалі температур до 450 °С. Використовуваний як газотвірна речовина очищений парафін має щільність в межах 907-915 кг/м^3.

Загальна формула граничних вуглеводнів C_nH_{2n+2}. Вони володіють великою хімічною інертністю, оскільки всі валентності в їх молекулах насичені. Вони не здібні до реакцій приєднання, типовими для них є реакції заміщення. Реакції окислення граничних вуглеводнів протікають тільки при високих температурах. Під впливом нагрівання відбувається також процес термічного розщеплювання вищих членів гомологічного ряду метану до вуглеводнів меншої молекулярної маси – крекінг. Протікає крекінг при температурі 450…550 °С. При подальшому підвищенні температури відбувається глибше розщеплювання – піроліз. Основними напрямами піролізу є: розрив зв'язків С – С з утворенням вуглеводнів меншої молекулярної маси, відщеплення водню з утворенням олефінів і ароматичних вуглеводнів. При достатньо високих температурах – повний розпад на вуглець (сажа, кокс) і водень. Швидкість протікання цих процесів не залежить від тиску і є функцією тільки температури.

Необхідна кількість крейдо-графітового заряду розраховується за формулою:

$$X = \frac{P \cdot G}{2{,}37 \cdot \eta} \quad (3)$$

де X – кількість суміші, що складається з 89,3 % $CaCO_3$ і 10,7 % С, г;

P – необхідний тиск газу в надливі, кгс/см^2;

G – маса рідкого металу, витраченого на виливок, кг;

η – ступінь дисоціації суміші %.

При цьому, необхідно вибрати відповідну товщину теплоізоляційної оболонки заряду газотвірної речовини, враховуючи розрахункову тривалість твердіння виливка. Після заповнення ливарної форми та занурення патрону з газоутворюючою речовиною в рідку сталь температура внутрішньої поверхні теплоізоляційної оболонки має досягти значення, що є достатнім для початку дисоціації газоутворюючої речовини. На поверхні виливка на цей час вже має бути сформований шар затверділого металу, що не дозволяє за своєю міцністю розгерметизувати порожнину надливу та здійснити прорив газу.

При використанні крейдо-графітової суміші як газотвірної речовини для надливів масивних (крупних) виливків з великою тривалістю твердіння відбувається практично повна дисоціація заряду. Тому використання суміші $CaCO_3$ + C в даному випадку є доцільним.

При використанні в якості газоутворюючої речовини граничного вуглеводню (парафіну) допускається [1], що стрижень газового тиску в надливі виливка нагрівається до температури T = 1300 °C (1573 К).

Тоді розрахункова формула прийме вигляд:

$$X = \frac{1}{1{,}65} \cdot \frac{P}{P_0} \cdot \frac{T_0}{T} \cdot V \qquad (4)$$

де X – маса парафіну, г;

P – необхідний тиск газу в надливі, МПа;

V – об'єм усадкової раковини (л), який визначали за формулою:

$$V = \frac{E_V}{100\,\%} \cdot \frac{Q}{\rho} \cdot 10^3 \qquad (5)$$

де E_V – об'ємна усадка сплаву %;

Q – маса металу, залитого в форму, кг;

ρ – щільність металу, кг/м^3;

s – товщина оболонки стрижня.

Таким чином, формула (4) прийме наступний вигляд:

$$X = 1{,}052 \cdot \frac{P \cdot E_V \cdot Q}{\rho} \tag{6}$$

Наприклад, згідно формулі (6), для патрона газового тиску сталевого виливка масою більше 16 т, що заливається в піщану форму з одним закритим надливом, необхідно усього 28 г парафінового заряду.

На рис. 1 представлено графік залежності необхідної кількості парафіну від маси виливка, виконаного із сталі 35Л, при різній величині тиску в надливі.

Для даної марки сплаву об'ємну усадку E_V прийняли рівною 4,1 %, щільність металу – 7 500 кг/м^3, необхідний тиск газу в надливі – 3, 4, і 5 атм. (0,3; 0,4; 0,5 МПа відповідно).

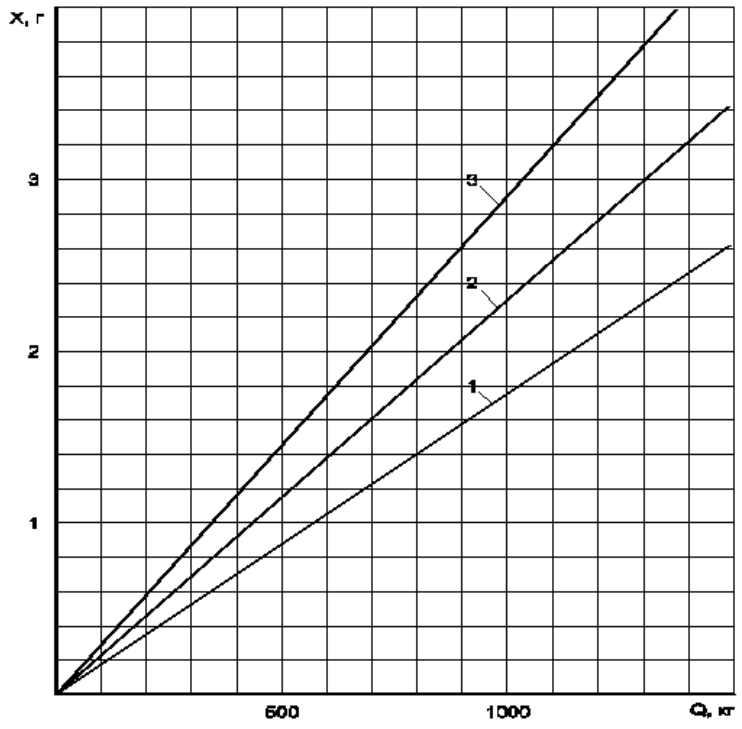


Рис. 1 . Залежність маси заряду парафіну (X) від маси виливка (Q) із сталі 35Л при тиску в надливі 0,3; 0,4; 0,5 МПа (прямі 1, 2, 3 відповідно) [1]

Як видно з приведених вище даних, при використанні в якості газоутворюючої речовини парафіну, його витрата значно нижче, ніж крейдо-графітової суміші. Парафін повністю переходить в газову фазу при нижчій

температурі і реакції його розкладання є необоротними, що вигідно відрізняє його від крейдо-графітової суміші при використанні в надливах тонкостінних виливків з малою тривалістю твердіння. Проте, для крупних сталевих виливків з великою тривалістю затвердіння найбільш прийнятним представляється використання в якості газоутворюючої речовини крейдо-графітової суміші.

Література:

1. Селиверстов В.Ю. Разработка, исследование и моделирование процесса газодинамического вытеснения расплава из литниково-питающей системы в отливку: Дис. канд. техн. наук: 05. 16.04. – Киев, 2000. – 111 с.

2. Ладыжевский Б.Н., Тунков В.П. Технология изготовления стальных отливок. – М.: Машгиз, 1958. – С.96–97.

3. Ростовцев С.Г. Теория металлургических процессов. – М.: Металлургия, 1956. – 515 с.

4. Василевский П.Ф. Технология стального литья. – М.: Машиностроение, 1974. – 408 с.

Соколан Ю.С., Соколан К.С.
(Хмельницький національний університет, м. Хмельницький)

ВИКОРИСТАННЯ МЕТОДУ ТАГУЧІ З МЕТОЮ ОПТИМІЗАЦІЇ РЕЖИМІВ ЛАЗЕРНОГО РІЗАННЯ НЕРЖАВІЮЧОЇ СТАЛІ

E-mail: sokolan.julia@gmail.com

На сьогоднішній день лазерне різання знайшло широкого застосування у сферах автомобілебудування, суднобудування та в інших галузях промисловості, в яких відбувається процес різання алюмінію, низьколегованої та нержавіючої сталі. На вибір лазерної системи для процесу різання вагомий вплив мають такі критерії, як досягнення високих швидкостей різання та максимізації продуктивності виробництва, завдяки якій можна досягнути високої якості прорізу та виключити необхідність проведення повторної обробки деталей. Підвищення ефективності

процесу лазерного різання, а також його гнучкості та якості дозволяють знизити витрати на виробництві.

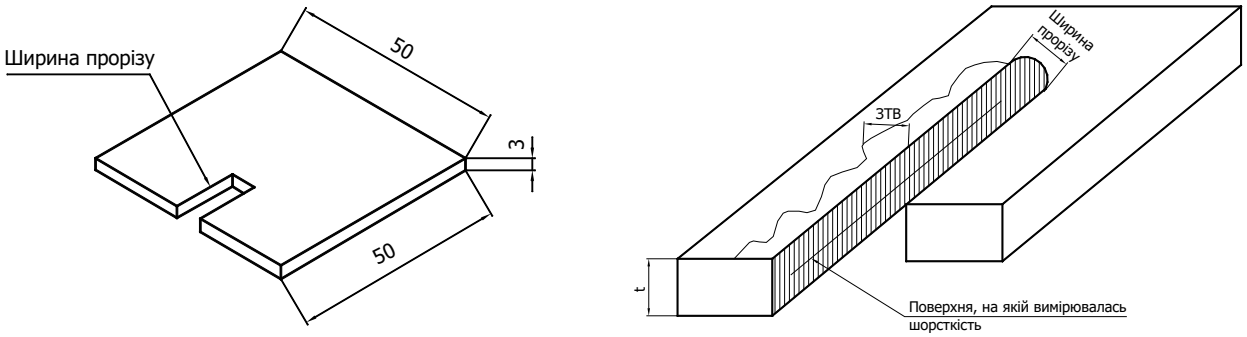
Механічна обробка нержавіючої сталі пов'язана із рядом складнощів, які, в свою чергу, обумовлені властивостями матеріалу. Тому одним із найбільш ефективних методів оброблення нержавіючої сталі є лазерне різання. Якість виготовлених деталей нерозривно пов'язана із режимами різання.

Метод Тагучі – це статистичні методи, метою яких є поліпшення якості виготовлених деталей. Ці методи набули поширення для поліпшення якості виготовлених деталей в техніці та біотехнології [1]. За методом Тагучі пропонується системний та достатньо простий підхід до оптимізації продуктивності на виробництві. Основною метою застосування цього методу є підвищення якості продукції, незалежно від сфери її застосування, або ж мінімізації варіацій продуктивності та процесів досягнення цільових показників ефективності.

Для отримання експериментальних результатів використовувався верстат Smart 3015 [2]. Дослідження проводились для процесу лазерного різання деталей із товстолистового металу. Параметрами досліджень за методом Тагучі були обрані зона термічного впливу (ЗТВ), середня шорсткість поверхні (R_a) та глибина прорізу (t_a). В якості контрольних змін за методом Тагучі були обрані швидкість різання (см/хв), потужність лазера (Вт), тиск газу (МПа) та частота лазера (Гц).

Експериментальні дослідження проводились на пластинках, виготовлених із матеріалу 08Х16Н11М3, ширина і довжина яких становили 50 мм, а товщина – 3 мм (рис. 1, а). У пластинках лазером робився розріз, в якому після проведення прорізу вимірювалась ширина прорізу, шорсткість на поверхні прорізу та ЗТВ (рис. 1, б).

На основі отриманих експериментальних даних за методом Тагучі було побудовано відповідні ортогональні масиви. Змінними виступають швидкість різання (Х1), частота (Х2), тиск газу (Х3) та потужність лазера (Х4). Також досліджується три взаємодії – Х1 та Х4, Х3 та Х1, Х1 та Х2. Після цього отримані експериментальні значення піддавались дисперсійному аналізу, що є обов'язковим етапом використання методу Тагучі [1, 3].



а б

Рис. 1. Зразок для проведення дослідження: а – розміри зразка; б – вимірювання елементів прорізу

Результати дисперсійного аналізу шорсткості, зони термічного впливу та відхилення геометричної форми прорізу наведено в табл. 1-3. Як видно з табл. 1-3 в процесі лазерного різання найбільший вплив на характеристики шорсткості, відхилення геометричної форми (конусність прорізу) та ЗТВ має параметр Х4, який відповідає потужності лазера. Параметр Х4 має 80-90 % впливу. Близько 10 % впливу має параметр Х3, який відповідає тиску газу при виконанні лазерного різання нержавіючої сталі.

Таблиця 1 – Дисперсійні аналіз відхилення геометричної форми (конусності)

Параметр різання	Варіативне співвідношення			P	SS	VV	F	DOF
	1	2	3					
X1 (швидкість різання)	55,5	46,2	39,1					2
X2 (частота)	53,8	43,7	43,4					2
X3 (тиск газу)	26,9	51,9	62,1	11,61	72,7	36,39	10,88	2
X4 (потужність лазера)	2,45	41,5	96,9	79,86	500,9	250,4	74,88	2
X1X2	46,0	45,6	49,3				0,89	4
X1X3	47,0	43,0	50,9				4,1	4
X1X4	45,9	42,7	52,3				5,2	4
Похибка				8,53		3,34	53,5	16
Всього				100			627,2	26

Таблиця 2 – Дисперсійний аналіз шорсткості поверхні прорізу

Параметр різання	Варіативне співвідношення			P	SS	VV	F	DOF
	1	2	3					
X1 (швидкість різання)	57,5	53,3	56,2		1,02			2
X2 (частота)	53,9	57,9	55,2		0,92			2
X3 (тиск газу)	62,3	55,3	49,3	10,39	9,3	4,67	14,23	2
X4 (потужність лазера)	74,5	54,8	37,7	83,76	75,3	37,65	114,7	2
X1X2	57,9	56,5	52,6		1,6			4
X1X3	55,1	55,5	56,5		0,1			4
X1X4	55,3	55,2	56,4		0,09			4
Похибка				5,85	5,25	0,32		16
Всього				100	89,9			26

У випадку із швидкістю різання, вона має незначний вплив на параметр середньої шорсткості поверхні та ЗТВ, тому для цих змінних відгуку нею можна знехтувати. Тому оптимальним значенням приймається значення, при якому найкращий показник конусності прорізу, тобто контрольна змінна X1, яка відповідає швидкості різання, на рівні 40 см/хв.

Таблиця 3 – Дисперсійний аналіз зони термічного впливу

Параметр різання	Варіативне співвідношення			P	SS	VV	F	DOF
	1	2	3					
X1 (швидкість різання)	2,3	2,3	2,7		0,015			2
X2 (частота)	2,3	2,5	2,5		0,004			2
X3 (тиск газу)	2,9	2,5	1,9	9,64	0,059	0,03		2
X4 (потужність лазера)	4,2	2,0	1,2	85,59	0,53	0,26		2
X1X2	2,5	2,4	2,4		0,0018			4
X1X3	2,4	2,5	2,4		0,0003			4
X1X4	2,4	2,4	2,5		0,00026			4
Похибка				4,77	0,0296	0,0019		16
Всього				100	0,6196			26

Провівши аналіз отриманих результатів зменшення змінних відгуку (шорсткості поверхні прорізу, відхилення геометричної форми та зона термічного впливу) за методом Тагучі, було визначено оптимальні режими різання нержавіючої сталі 08Х16Н11М3, які наведено в табл. 4.

Як видно з табл. 4, для всіх змінних відгуку найбільш оптимальною буде контрольна змінна Х4, яка відповідає потужності лазера на рівні 1000 Вт. Аналогічно для всіх змінних відгуку найбільш оптимальним значенням контрольної змінної Х3, яка відповідає за тиск газу, є 0,5 МПа.

Таблиця 4 – Оптимальні режими різання нержавіючої сталі 08Х16Н11М3, визначені методом Тагучі

Контрольні змінні (Х)	Змінні відгуку (Y)			Оптимальний параметр різання
	конусність	середня шорсткість	ЗТВ	
Швидкість різання Х1, см/хв	40	-	-	40
Частота Х2, Гц	75	25	-	50
Тиск газу Х3, МПа	0,5	0,5	0,5	0,5
Потужність лазера Х4, Вт	1000	1000	1000	1000

В роботі було визначено можливість використання методу Тагучі як інструменту для оптимізації параметрів лазерного різання нержавіючої сталі 08Х16Н11М3. За результатами проведених досліджень було встановлено оптимальні режими лазерного різання, при яких досягається вища якість деталей, а саме: швидкість різання 40 см/хв, потужність лазера 1000 Вт, частота 50 Гц, тиск газу 0,5 МПа.

Література:

1. Bendell A. Taguchi Methods / A. Bendell – Springer Dordrecht. – 2009. – 212 p.

2. Верстат HGstar Smart3015. [Електронний ресурс]. – Режим доступу: https://www.hg-star.com/ru/budget-laser-cutting-machine/

3. Roy K.R. Design of Experiments Using the Taguchi Approach: 16 Steps to Product and Process Improvement / K.R. Roy. – Wiley-Interscience. – 2001. – 560 p.

Солоненко Л.І.[1], Білий О.П.[2], Мазорчук В.Ф.[2], Усенко Р.В.[2], Замятін М.І.[1], Чумаченко В.Б.[1]
([1]НУ «Одеська політехніка», м. Одеса; [2]УДУНТ, м. Дніпро)

ВПЛИВ ЛИВАРНОЇ ФОРМИ НА ТОЧНІСТЬ РОЗМІРІВ ВИЛИВКІВ З АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ АК5М2

E-mail: solonenkoli14@gmail.com

З метою проведення порівняльної оцінки впливу типу ливарної форми на точність розмірів виливків з алюмінієвих сплавів використовували виливок «Диск» ∅210×10 мм зі сплаву АК5М2. В якості контрольного розміру виливка взяли його зовнішній діаметр з номінальною величиною 210 мм.

Виливок «Диск» виготовляли з первинного сплаву АК5М2 технічної чистоти, розплав якого для заливання в форми перегрівали на 100...120 °С вище його температури ліквідус. Заливання розплаву проводили в піщано-глинястих формах (ПГФ), сталевий незабарвлений кокіль і заморожених піщано-глинястих формах (зПГФ). У момент заливання температура ПГФ становила + 20 °С, кокілю – від +110 до +170 °С, зПГФ – -20 °С. Тривалість охолодження виливків у формах становила 5...7 хвилин. Після досягнення виливками кімнатної температури, проводили вимірювання їх зовнішнього діаметра (на номінальному розмірі 210 мм). Заміри зовнішнього (контрольного) діаметра виконували в трьох незбіжних між собою щодо осі виливка напрямках за допомогою штангенциркуля з похибкою 0,01 мм. Результати вимірювань представлені на рис. 1.

Аналіз кривих розподілу на рис. 1 свідчить про те, що найбільшу розмірну точність мають виливи «Диск», які були виготовлені у кокілі (73 % виливків мають співпадіння контрольного та номінального розмірів), найменшу (7 %) – виливки, які були виготовлені у ПГФ.

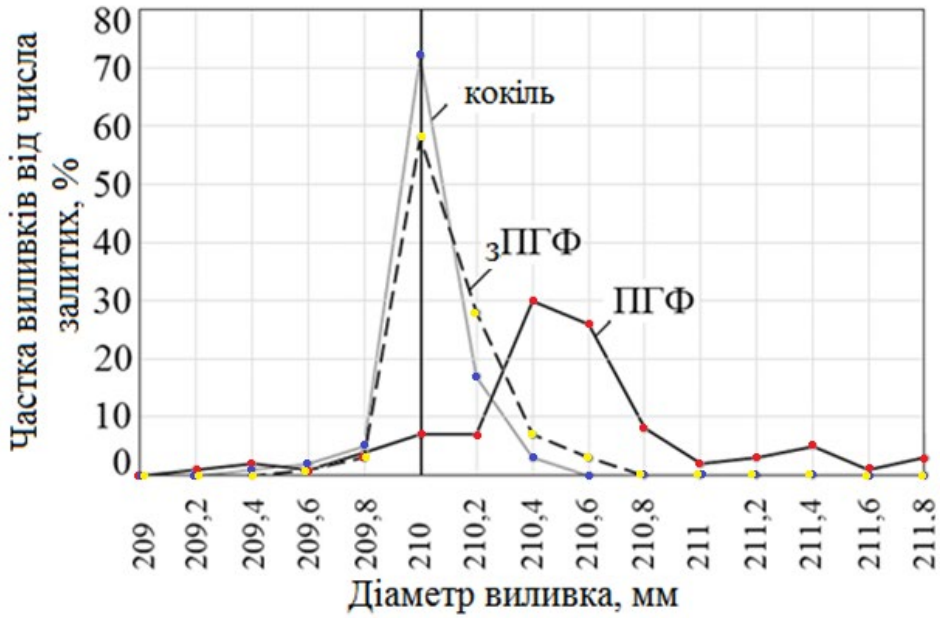


Рис. 1. Криві розподілу значень величини зовнішнього діаметра (номінальна величина ∅ 210 мм) виливка «Диск»

Ця закономірність пояснюється тим, що кокіль – це жорстка металева форма, при заливанні якої теплове розширення і деформація її матеріалу мінімальні. У той же час, заливанню в ПГФ передує протяжка моделі і її розштовхування. Як результат, робочі поверхні ПГФ деформуються, що призводить до збільшення зовнішніх розмірів виливків і, відповідно, зменшення числа виливків з розмірами, що співпадають з номінальним. У зв'язку з цим велика частина виливків, виготовлених в ПГФ, має величину зовнішнього діаметра не 210 мм, а від 210,2 до 211,8 мм.

Друге місце по розмірній точності (див. рис. 1) займають виливки, що виготовлені в зПГФ. Міцність, твердість і жорсткість зПГФ значно більше, ніж у ПГФ. Внаслідок цього зПГФ при протягуванні моделі не деформуються і не вимагають розштовхування. У зв'язку з цим частка виливків, зовнішній діаметр яких відповідає його номінальній величині, становить 58 %, що вдвічі вище, ніж у виливків, виготовлених в ПГФ, але на 20 % менше, ніж при литті в кокіль.

Солоненко Л.І.[1], Якименко Д.Ю.[2], Білий О.П.[2], Мазорчук В.Ф.[2], Реп'ях С.І.[2], Погребський О.І.[1]
([1]НУ «Одеська політехніка», м. Одеса; [2]УДУНТ, м. Дніпро)

ОБСИПАЛЬНІСТЬ ЗАМОРОЖЕНОЇ ПІЩАНО-ВОДЯНОЇ СУМІШІ НА ПОВІТРІ З КІМНАТНОЮ ТЕМПЕРАТУРОЮ

E-mail: solonenkoli14@gmail.com

У числі характеристик будь-якої формувальної або стрижневої суміші є показник обсипальності. Обсипальність характеризують величиною втрати ваги поверхневого шару зразка в одиницю часу (за 1 хвилину) при терті зразка об стінки сітчастого барабана, що обертається з частотою 60 $хв^{-1}$. По суті, обсипальність – це відносне зменшення вихідної маси зразка, яка для заморожених піщано-водяних сумішей є одним з основних показників їх технологічності, а з фізичної точки зору – це міцність поверхневого шару будь-якого виробу (ливарної форми, стрижня, моделі виливка). Це пов'язано з тим, що на відміну інших типів сумішей, властивості піщано-водяних сумішей, переважно, залежать від стану льоду у манжетах замороженої суміші – єдиного сполучного матеріалу сумішей даного типу, а стан льоду, відповідно, від його температури або температури замороженої суміші.

При високому значенні показника обсипальності зростає вірогідність не тільки появи поверхневих пошкоджень виробів з заморожених сумішей, але і поява засмічень та підвищеної шорсткості поверхні у виливках.

В дослідженнях використовували пісок кварцовий марки $1К_3О_3016$ (Вільногірське родовище, Україна) та воду водопровідну питну. Суміш кварцового піску з 5 % (за масою) води готували в лабораторних бігунах.

Для випробувань зразок виготовляли в циліндричній гільзі, ущільнюючи приготовану піщано-водяну суміш трьома ударами копра мод. 5033а з послідуючим заморожуванням. До заморожування зразки зважували на лабораторних вагах мод. SF-400S. Після зважування зразки на 24 години поміщали в морозильну камеру з від'ємною температурою (-15±1) °С.

Дослідження втрати маси зразків проводили з використанням приладу

мод. 056. При цьому, під час досліджень зразки обробляли в приладі мод. 056 без їх попередньої витримки на повітрі з температурою 20 °С, а також з витримкою впродовж 1, 2, 3 та 4 хвилин. Тривалість обробки зразків у приладі мод. 056 складала 1 хвилина, після чого зразки видаляли з приладу та проводили їх повторне зважування.

Величину обсипальності (Об) зразків розраховували за формулою (%, за масою):

$$Об = \frac{m - m_1}{m} \cdot 100, \quad (1)$$

де m – маса зразка до випробування, г;

m_1 – маса зразка після випробування, г.

За результатами проведених досліджень встановлено, що величину обсипальності заморожених піщано-водяних сумішей від тривалості випробувань для прийнятих умов можна розрахувати за формулою (%, за масою):

$$Об = 0,1+1,9\cdot\tau^{0,6}, \quad (2)$$

де τ – час витримки зразка замороженої суміші на початок випробувань за нормальної температури повітря 20 °С, хв.

Аналіз отриманих даних свідчить про те, що з метою попередження виникнення пошкоджень поверхні виробів з заморожених піщано-водяних сумішей (з 5 % води), їх треба використовувати (встановлювати у ливарні форми, заформувати тощо) впродовж 60 с з моменту видалення виробу з холодильної камери, в якій величина від’ємної температури складає (-15±1) °С.

Степанчук А.М., Тесля С.Ю., Судаков Д.С., Чижська Д.В.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)

КОМПАКТУВАННЯ ПОРОШКОВИХ СПЛАВІВ 75 % Al + 15 % Fe

E-mail: anstepanchuk6@gmail.com

Порошкові сплави алюмінію знаходять широке застосування під час виготовлення виробів з них методами порошкової металургії конструкційного, триботехнічного, електротехнічного призначення, виробів аерокосмічної техніки та інших. Враховуючи те, що алюміній у чистому вигляді має відносно низькі механічні властивості, його зміцнюють легуванням. Одним з варіантів зміцнення може бути дисперсне зміцнення. У цьому випадку до складу алюмінію вводять дисперсні добавки твердих складових – твердих тугоплавких сполук, оксидів, інтерметалідів та інших, до яких ставляться певні вимоги [1] – [3]. Це, перш за все, вимоги до сумісності. У цьому відношенні перспективними є сплави алюмінію з залізом, з яких можна виготовляти вироби триботехнічгого призначення.

Під час отримання вихідних порошків з цих сплавів можна отримувати їх зі структурою, що складається з матриці на основі алюмінію з дисперсними вкрапленнями стабільних інтерметалідів Al_xFe_y, які не взаємодіють з алюмінієвою матрицею і відповідають вимогам до дисперсно-зміцнюючої фази.

В роботі вивчались умови отримання вихідних порошків шляхом механічного диспергування розплаву сплаву 75 % Al + 15 % Fe виходячи з передбачення, що структура порошків отриманих цим методом буде складатись з металевої матриці на основі алюмінію і вкраплень інтерметалідів Al_6Fe та Al_3Fe ($Al_{13}Fe_4$), яка може утворюватися за швидкості кристалізації розплаву більш за 1×10^{-5} град/с. В роботі теоретично, шляхом проведених розрахунків швидкості охолодження розплаву сплаву залежно від умов отримання порошків з використанням установки отримання порошків механічним диспергуванням типу «Полет» [4] були визначені оптимальні умови отримання порошків із забезпеченням швидкостей охолодження, вказаних вище. Вони складали наступні параметри: число обертів полет – 2800 об/хв, температура вихідного розплаву – 1300 °С, середній розмір частинок – 160 мкм. Проведені експериментальні

дослідження процесу отримання порошків за таких умов. Вивчені їх структури, фазовий та гранулометричний склад. Визначення середнього розміру частинок показало, що він узгоджується з розрахунковим і складає у середньому 120 мкм – 160 мкм. Проведений ренгенофазовий аналіз матеріалу порошків показав, що він вміщує фазу твердого розчину α - Al а також фази інтерметадів Al_6Fe та Al_3Fe (рис. 1).

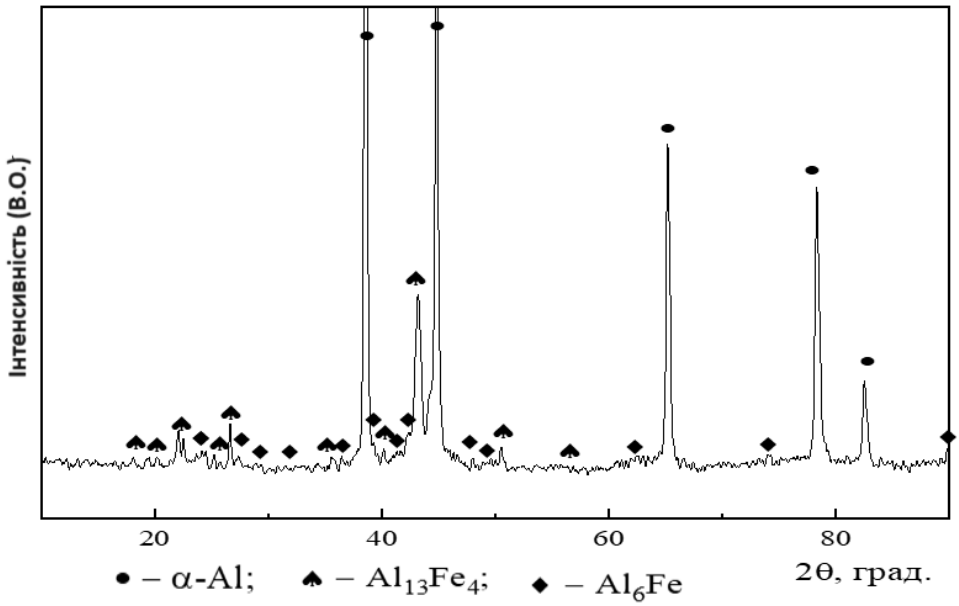
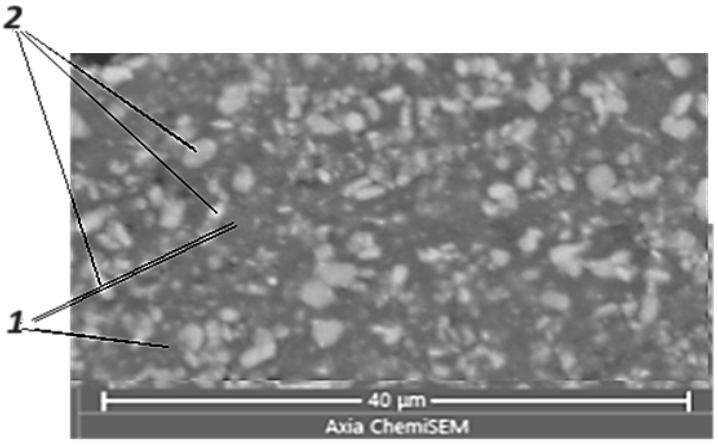


Рис. 1. Фазовий склад порошків сплаву 75 % Al + 15 % Fe

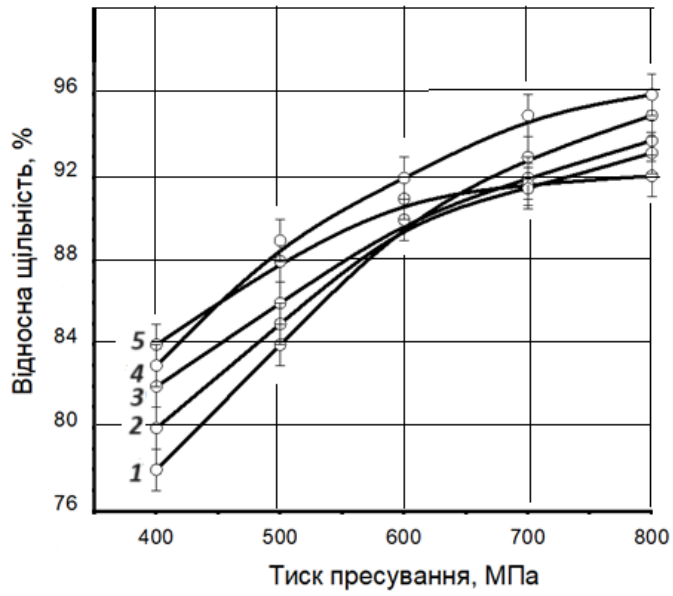
Останнє підтверджується результатами металографічного аналізу (рис. 2) структури порошків, який показує, що вона складається з сірої фази α - твердого розчину на основі алюмінію і світлих фаз інтерметалідів, розмір яких в основному менший за 5 мкм.



1 – α - Al; 2 – Al_6Fe, Al_3Fe ($Al_{13}Fe_4$)

Рис. 2. Мікроструктура частинок порошків сплаву 75 % Al + 15 % Fe

В роботі вичався процес компактування отриманих таким чином порошків з метою визначення оптимальних умов пресування під час виготовлення виробів з них. Вивчався вплив тиску пресування та властивостей порошків (розміру частинок, структури) на механізм і ступінь їх ущільнення. Ущільнення проводили методом статичного одностороннього пресування за тисків 400, 500, 600, 700, 800 МПа. Середній розмір частинок вихідних порошків складав 100 мкм, 200 мкм, 282 мкм та 357 мкм. Результати досліджень наведені на рис. 3, 4.



1 – 100 мкм ; 2 – 200 мкм;
3 – 282 мкм; 4 – суміш;
5 – 357 мкм

Рис. 3. Залежність відносної щільності зразків Al–15Fe різного фракційного складу від тиску пресування

Як видно з рис. 3 під час ущільнення порошків різних розмірів для всіх випадків спостерігається збільшення щільності пресовок зі збільшенням тиску пресування. проте швидкість ущільнення різна. За тисків пресування до 600 МПа вищу швидкість ущільнення мають порошки з розміром частинок більшим за 100 мкм. За подальшого збільшення тисків пресування спостерігається зворотна залежність, а саме збільшення швидкості ущільнення порошків з меншим розміром частинок.

Такий характер залежностей узгоджується з сучасними уявленнями про механізм ущільнення порошкових матеріалів [5], [6]. Як відомо, на перших етапах, ущільнення порошків відбувається внаслідок структурної деформації (більш щільної укладки частинок під дією прикладених зусиль, яка супроводжується відносним переміщенням частинок). У цьому випадку важливе значення має сила

тертя між частинками (внутрішнє тертя), яка протидіє прикладеним зусиллям і залежить від площі тертя [5]. Тому на стадії структурної деформації ступінь ущільнення порошків з меншим розміром частинок менший. Після утворення стабільних просторових структур [6], відповідальним за подальше ущільнення матеріалу у пресовці є пластична деформація або крихке руйнування, які сприяють заповненню пустот між частинками.

Розмір пустот, які утворюються між частинками порошку залежать від їх розміру (d) та можуть бути визначені виходячи з уявлень В. І. Іващенка [5], [7], відповідно до яких їх усереднений розмір складає $d_п < 0{,}256\ d$. З цієї точки зору, пресовки, які складаються з порошків із меншим діаметром частинок, будуть утворюватися пустоти меншого розміру, для заповнення яких необхідна менша ступінь деформації. І навпаки, для пресовок з частинок більшого розміру ступінь деформації має бути більшою, що пов'язано зі збільшенням тиску пресування [8]. Викладені міркування узгоджуються з результатами, отриманими в роботі (рис. 4). Зразки, які отримані за тисків пресування більших за 650 МПа щільність збільшується, за інших рівних умов, зі зменшенням розміру частинок порошків.

В роботі для з'ясування механізму ущільнення було проведено аналітичну обробку отриманих результатів з метою встановлення ступеню впливу деформації на ущільнення порошків сплаву 75 % Al + 15 % Fe, оскільки вони складаються з пластичної фази α-Al та твердих інтерметалідів Al_6Fe та $Al_{13}Fe_4$, які пластично практично не деформуються. Для опису процесу пресування було вибрано перше рівняння М. Ю. Бальшина, яке отримане виходячи з уявлень, що в основі ущільнення лежить пластична деформація [5]:

$$lgP = -L(\beta - 1) + lgP_{max},$$

де P – тиск пресування;

L – фактор пресування;

P_{max} – тиск, за якого досягається стовідсоткова щільність пресовки.

Величини (сталі) L та P_{max} визначаються за експериментальними даними (рис. 2) графічним методом [5].

Як було встановлено М. Ю. Бальшиним, у випадку, коли в основі процесу ущільнення лежить пластична деформація, то залежність в координатах $LgP - \beta$ прямолінійна. Відхилення від прямолінійності свідчить про вплив зміцнення матеріалу в процесі деформації, або участь у процесі ущільнення інших складових матеріалу.

Аналіз отриманих результатів показує, що ущільнення виробів з порошків сплаву Al–15 % Fe відбувається за різними механізмами залежно від умов і гранулометричного складу вихідних порошків

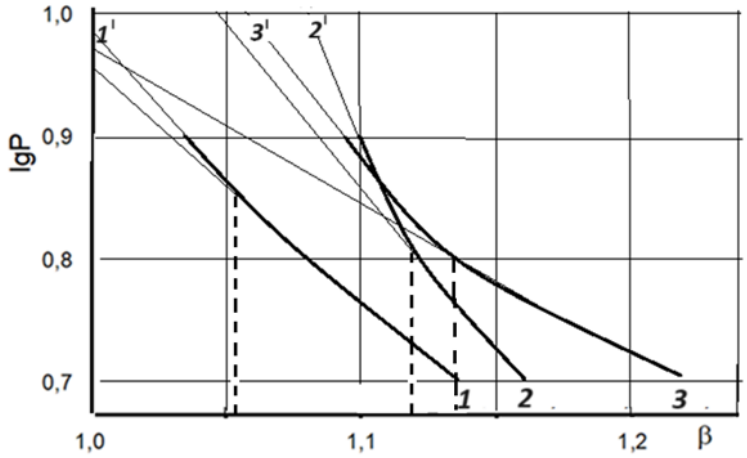


Рис. 4. Залежності $LgP - \beta$ для порошків з різним середнім розміром частинок:
1 – суміш;
2 – 282 мкм;
3 – 100 мкм

На початковій стадії ущільнення за рахунок деформації частинок у приконтактних прошарках в основі ущільнення лежить пластична деформація, про що свідчить, згідно уявлень М. Ю. Бальшина, прямолінійний, або близький до нього, хід залежностей $LgP - \beta$. Останнє узгоджується з викладеними вище міркуваннями, що збільшення дисперсії розмірів частинок порошків у вихідній їх суміші частинок різного розміру збільшує кількість контактів між ними і, тим самим, збільшує ступінь пластичної деформації алюмінієвої матриці. Це сприяє отриманню вищої щільності пресовок за інших рівних умов. У випадку ущільнення порошків з малим розміром частинок спостерігається подібна закономірність. Значення в рівнянні $P_{\max.}$ (Lg $P_{\max}$) практично однакові.

Наявність згинів (зміни величини фактору пресування L) на залежностях LgP – β може свідчити про зміну механізму деформації матеріалу частинок

порошків, яка може бути зумовлено декількома причинами. Першою з них, згідно існуючим уявленням, є загартування матеріалу частинок зі збільшенням ступеню деформації [5]. Останнє узгоджується з даними, отриманими в роботі, які показують, що зі збільшенням розміру частинок збільшується об'єм пор, які утворюються в пресовці після закінчення стадії структурної деформації. Для заповнення утворених пустот необхідна більша ступінь деформації матеріалу частинок порошку, що пов'язано зі збільшенням ступеню зміцнення (нагартування матеріалу) і, як наслідок, необхідністю збільшення тиску пресування.

Іншою причиною відхилення від прямолінійності залежностей $\mathrm{Lg}\,P - \beta$ (зміна величини фактора L) може бути фазовий склад матеріалу частинок порошків. Як було встановлено в роботі, їх структура складається з матриці на основі твердого розчину заліза в алюмінії (α-Al), в якій розміщені інтерметаліди Al_xFe_y. Ці сполуки є твердими, крихкими і пластично не деформуються. Тому за високого тиску пресування (високих ступенях обтиснення) вони можуть приймати участь у процесах ущільнення. При цьому деформація частинок порошків під час ущільнення супроводжується їх крихким руйнуванням (рис. 5). Вірогідність цього процесу збільшується зі збільшенням розміру зерен інтерметалідів.

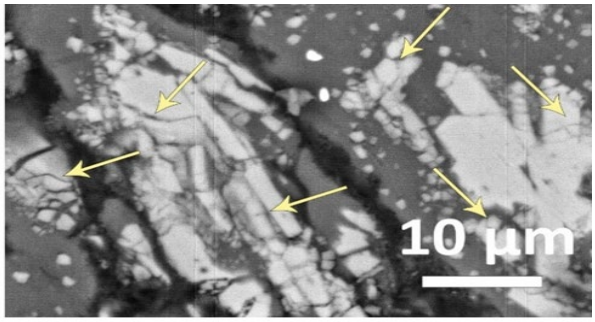


Рис. 5. Крихке руйнування інтерметалідів під час пресування

Встановлене явище подрібнення зерен інтерметалідів під час пресування за високих тисків може носити позитивний вплив на формування властивостей кінцевих матеріалів, оскільки відомо, що зменшення розміру зерен зміцнюючої фази сприяє підвищенню їх механічних характеристик.

Висновки:

Встановлено умови отримання порошків сплаву 75 % Al + 15 % Fe з дисперсно зміцненою структурою, яка складається з основи з твердого розчину

заліза в алюмінії (α-Al) і дисперсних вкраплень інтерметалідів алюмінію Al_6Fe та $Al_{13}Fe_4$. Показано, що на початкових стадіях ущільнення порошків відбувається за рахунок пластичної деформації α-Al розчину. На стадії об'ємного стиснення – за рахунок псевдопластичної деформації, яка супроводжується крихким руйнуванням інттерметалевих фаз.

Література:

1. Композитні та порошкові матеріали: навчальний посібник / П.П. Савчук, В.П. Кашицький, М.Д. Мельничук, О.Л. Садова; за заг. ред. П.П. Савчука. – Луцьк: Видавець: ФОП Теліцин О.В., 2017. – 368 с.

2. Карпинос Д. М. Новые композиционные материалы / Д.М. Карпинос, Л.Н. Тучинский , Л. Р. Вишняков. – Киев: Вища шк. Головное изд-во, 1977. –312 с.

3. Степанчук А.Н. Технология порошковой металлургии / А.Н. Степанчук, И.И. Билык, П.А. Бойко – Киев: Вища школа, 1989. – 415 с.

4. Naida Yu. I. Industrial production of copper alloy powders by impact crushing of a melt jet / Yu. I. Naida, A. M. Stepanchuk, A. Yu. Naida // Powder Metall. – 2006. – т. ½. – S. 112–117.

5. Степанчук А. М. Теорія і технологія пресування порошкових матеріалів: Навчальний посібник. – Київ: Центр учбової літератури, 2016. – 336 с.

6. Радомысельский И. Д. Об уплотняемости металлических порошков / И. Д. Радомысельский, Н. В. Андреев, Н. И. Щербань // Теория и практика прессования порошков. – Киев: ИПМ, 1979. – С. 12 – 19.

7. Степанчук А. М. Теоретичні та технологічні основи отримання порошків металів, сплавів та тугоплавких сполук /А.М. Степанчук. – Київ: НТТУ «КПІ», 2007. – 353 с.

8. Скороход В.В. Технология процессов формования и спекания порошкововых материалов / В. В. Скороход, М. Б. Штерн. – Киев: Знание, 1985. – С. 19

9. Teslia S. Microstructural evolution of Al–15 Fe alloy produced by mechanical milling and centrifugal atomization / Teslia S., Stepanchuk A., Intermetallics, т. 149, S. 107671, окт. 2022, doi: 10.1016/J.INTERMET.2022.107671.

Титаренко В.В.[1], Заблудовський В.О.[2]
([1]НТУ «Дніпровська політехніка»; [2]УДУНТ, м. Дніпро)

ЗНОСОСТІЙКІ КОМПОЗИЦІЙНІ ЕЛЕКТРОЛІТИЧНІ ПОКРИТТЯ НА ОСНОВІ НІКЕЛЮ

E-mail: tytarenko.valentina@gmail.com

Нанесення електролітичних нікелевих покриттів є одним з найбільш поширених способів захисту металевих виробів від корозії і абразивного зношування в процесі експлуатації. Одним з перспективних методів покращення захисних і функціональних властивостей електролітичного нікелю є створення композиційних електролітичних покриттів (КЕП), що полягає у співосадженні металевої основи і зміцнюючих дисперсних частинок другої фази. Міцність мікрошаруватих композиційних електролітичних нікелевих плівок залежить як від об'ємної частки більш міцного компонента (нановуглецевого матеріалу), так і від товщини складових шарів покриття. Так само важливу роль на формування структури, а отже і на механічні та захисні властивості плівок, мають умови їх кристалізації.

Для осадження композиційних нікелевих покриттів використовували програмований імпульсний струм з рівною тривалістю пачок імпульсів уніполярного струму 36 хв, частотою 50 Гц, середньою густиною струму 100 А/м^2 і послідовною від пачки до пачці зміною шаруватості імпульсів: пачка I – 2, пачка II – 12, пачка III – 25, пачка IV – 38, пачка V – 50; тривалість імпульсів змінювалась від 10 мс до 0,4 мс при постійному періоді рівному 20 мс. Концентрація частинок ультрадисперсного алмазу (УДА) у водному розчині електроліту складала 2 г/л. Випробування зразків на знос проводили на машині тертя із зворотно-поступальним рухом зразків в умовах сухого тертя під навантаженням 1,7 Н зі швидкістю 0,32 м/с. Пара тертя сталь 45 – покриття нікелю. Зносостійкість оцінювалася за втратою маси покриття. Елементний склад поверхні покриття визначали мікрорентгеноспектральним аналізом за допомогою растрового електронного мікроскопа JSM-64901LV (Японія) з енергодисперсійним спектрометром INCA PENTAx3 (OXFORD Instruments).

За час проходження пачок I-II імпульсів струму тривалістю 10-1,7 мс і амплітудою густини струму 2-12 А/дм^2 осаджуються мікрошари композиційного нікелевого покриття із вмістом частинок УДА в металевій матриці 2,2-2,4 мас. %, що підвищує міцність зчеплення металу з основою. За час проходження пачок III-V тривалістю імпульсів 0,8-0,4 мс і амплітудою густини струму 25-50 А/дм^2 осаджуються мікрошари композиційного нікелевого покриття з найбільшим вмістом частинок УДА (3,0-4,5 мас.%). Це визначає збільшення мікротвердості від 1800 МПа до 3490 МПа, зменшення зносу композиційних нікелевих покриттів від 10 % до 2,5 %.

Для виявлення закономірностей зношування та підвищення зносостійкості композиційних електролітичних покриттів на основі нікелю розглянуто трибологічну взаємодію покриття та контртіла. До початку відшарування покриття сумарна поверхнева енергія системи контртіло-покриття з урахуванням наявності межі розділу покриття-підшар дорівнює:

$$W_1 = \gamma_{Fe} + \gamma_{УДА} + \gamma_{Ni-УДА} \quad (1)$$

де γ_{Fe} та γ_{Ni} – поверхневі енергії заліза та нікелю відповідно;

$\gamma_{Ni-УДА}$ – енергія межі розділу нікель-УДА.

Після відриву фрагментів покриття та його налипання на контртіло сумарна поверхнева енергія системи контртіло-покриття з урахуванням виникнення межі поділу між контртілом та фрагментом покриття, тобто Fe-Ni, дорівнює:

$$W_2 = \gamma_{Fe-Ni} + \gamma_{Ni} + \gamma_{УДА}, \quad (2)$$

де γ_{Fe-Ni} – енергія межі розділу залізо-нікель;

$\gamma_{УДА}$ – поверхнева енергія УДА.

Таким чином, зміна поверхневої енергії системи складає:

$$\Delta W = W_2 - W_1 = \gamma_{Fe-Ni} + \gamma_{Ni} + \gamma_{УДА} - \gamma_{Fe} - \gamma_{УДА} - \gamma_{Ni+УДА} = \gamma_{Fe-Ni} + \gamma_{Ni} - \gamma_{Fe} - \gamma_{Ni+УДА} \quad (3)$$

З врахуванням того, що γ_{Fe}=2,36 Дж/м^2, γ_{Ni}=2,24 Дж/м^2, $\gamma_{УДА}$=5 Дж/м^2:

$$\gamma_{Fe-Ni} = 0,25 \cdot \left(\gamma_{Fe} + \gamma_{Ni}\right) = 0,25 \cdot \left(2,36 + 2,24\right) = 1,15 \text{ Дж/ м}^2,$$

$$\gamma_{Ni-УДА} = 0,25 \cdot \left(\gamma_{Ni} + \gamma_{УДА}\right) = 0,25 \cdot \left(2,24 + 5\right) = 1,81 \text{ Дж/ м}^2,$$

$$\Delta W = 1,15 + 2,24 - 2,36 - 1,81 = -0,78 \text{ Дж/ м}^2.$$

Так як сумарна зміна енергії в результаті відриву покриття від підшару негативна, то вона призводить до зменшення повної енергії системи. У той же час у разі утворення когезійних тріщин усередині покриття та відриву його більш тонких фрагментів, сумарні поверхневі енергії системи контртіло-покриття до та після руйнування записуються таким чином:

$$W_1 = \gamma_{Fe} + \gamma_{Ni}, \tag{4}$$

$$W_2 = \gamma_{Fe-Ni} + \gamma_{Ni} + \gamma_{Ni}. \tag{5}$$

Відповідно зміна поверхневої енергії системи дорівнює:

$$\Delta W = W_2 - W_1 = \gamma_{Fe-Ni} + \gamma_{Ni} + \gamma_{Ni} - \gamma_{Fe} - \gamma_{Ni} = \gamma_{Fe-Ni} + \gamma_{Ni} - \gamma_{Fe}. \tag{6}$$

Використовуючи наведені вище значення поверхневих енергій матеріалів, отримуємо, що у цьому випадку $\Delta W = 1,15 + 2,24 - 2,36 = 1,03$ Дж/ м^2 .Отже когезійний відрив фрагментів покриття в процесі трибологічних випробувань вимагає додаткових витрат енергії, тобто є енергетично невигідним.

Пошарове нанесення композиційних гальванічних покриттів за допомогою програмованого імпульсного струму дає змогу пошарово наносити композиційні нікелеві покриття товщиною 15-20 мкм, що складаються з шарів товщиною 3-4 мкм з найменшою концентрацією частинок УДА до наступних шарів товщиною 1-2 мкм зі зростаючою концентрацією наноалмазів частинок, що покращує адгезійні властивості і підвищує зносостійкість покриттів.

Токова О.В.[1], Дорошенко В.С.[2]
([1]Міжнародний центр інформаційних технологій та систем НАН та МОН України; [2]ФТІМС НАН України, Київ)

МОДЕЛЮВАННЯ ВИПЛАВКИ СТАЛІ В КОНВЕРТЕРНІЙ ПЕЧІ МОВОЮ ПРОГРАМУВАННЯ PYTHON У ФРЕЙМВОРКУ STREAMLIT

E-mail: len327@ukr.net

При виплавці сталі в киснево-конвертерній печі регулювання хімічного складу сталі на різних етапах цього процесу має важливе значення для досягнення заданих механічних властивостей кінцевої продукції. Традиційні комп'ютерні моделі забезпечують статичне моделювання без можливості інтерактивності та зворотного зв'язку в реальному часі. Це може ускладнювати оперативне тестування металургійного процесу та обмежувати їхнє використання для освітніх чи тренінгових цілей. В цьому контексті існує необхідність розробки інтерактивних моделей для покращення моделювання з наданням користувачам можливості спостерігати за процесом у реальному часі та взаємодіяти з ним для кращого розуміння та його вдосконалення.

Мета досліджень полягала у розробці інтерактивного моделювання, що дозволяє користувачам контролювати змінні параметри (з подальшою можливістю їх регулювання), які стосуються надходження кисню, додавання інших газів, а також корегування хімічного складу додаванням легувальних матеріалів, зокрема, що містять марганець, кремній тощо. Таке моделювання завдяки зворотному зв'язку у режимі реального часу надає інформацію про те, як ці зміни впливають на кінцевий склад та температуру сталі, а також дозволить створити можливість практичного впливу на процес виробництва.

Розробка методики інтерактивного моделювання полягала в тому, щоб використати можливості мови програмування Python для математичного моделювання процесу, а також бібліотеки Streamlit для створення веб-інтерфейсу для інтерактивної візуалізації результатів моделювання конвертерного процесу. Така модель не лише моделюватиме процес виробництва сталі, але й візуально представлятиме вплив змін в хімічному складі на властивості сталі, зчитуючи

аналогічні заздалегідь виміряні дані користувача з минулих плавок для цієї конвертерної печі та дані, взяті з діючих стандартів. Всі ці дані запрограмовано мовою програмування Python.

Streamlit – це фреймворк для мови програмування Python. Авторка статті Токова О.В. самостійно розробила онлайн візуалізацію, користуючись відкритими джерелами інформації з Інтернету. Потім описала цей процес, як пояснення для користувачів. Дані стосовно показників металу взято з Вікіпедії та інших сайтів, на яких описано характеристики сплавів, а також табличних даних діючих стандартів.

Таким чином, на мові Python у фреймворку Streamlit створено модель самого конвертерного процесу, використовуючи математичні рівняння та фізичні закони, що описують поведінку сплаву, газів та інших факторів у печі. Бібліотеки Python використали для наукових обчислень, зокрема, для розв'язання диференціальних рівнянь, що описують тепловий та хімічний процеси у конвертерній печі. Потім фреймворк Streamlit використали для створення веб-інтерфейсу, який дозволяє користувачам вводити початкові умови, такі як температура та склад сплаву, а потім спостерігати за зміною цих параметрів у (реальному) часі на графіках або таблицях. Такий підхід дозволив створити інтерактивну програму для вивчення та аналізу сталеплавильного процесу в конвертерній печі.

Симуляція була побудована з використанням таких засобів:

Python – для серверних обчислень та моделювання процесів;

Simpy – для керування середовищем моделювання, моделювання тимчасових процесів, що виникають в операціях конвертерного виробництва;

Streamlit – для створення інтерактивного інтерфейсу, за допомогою якого користувачі можуть вводити дані та переглядати результати;

Matplotlib – для візуалізації результатів моделювання з огляду складу сталі.

Особливості виконаного проєкту:

1. Користувачі можуть контролювати кількість кисню, добавок та інших газів, що вводяться в процес.

2. Модель розраховує, як змінюється температура відповідно реакціям у печі.

3. Після кожного запуску моделювання користувачам надається гістограма, яка показує остаточний хімічний склад, та письмовий опис того, як кожен елемент впливає на властивості сталі.

Моделювання успішно продемонструвало наступне. Зокрема, вплив кисню: підвищення рівня кисню в сталі призвело до значного зниження вмісту вуглецю. Вплив добавок: такі добавки, як марганець та кремній, не тільки вплинули на хімічний склад, але також вплинули на температуру сталі через їх ендотермічні або екзотермічні реакції. Зміни температури: кінцеву температуру сталі можна передбачити на основі вхідних даних, що дає уявлення про теплову динаміку конвертерного процесу.

Інтерактивне моделювання конвертерної виплавки сталі є значним поліпшенням у порівнянні зі статичними моделями цифрової симуляції. Воно дозволяє користувачеві взаємодіяти з моделлю у реальному часі, змінювати параметри та спостерігати за реакцією системи на ці зміни. Цей програмний інструмент може бути використаний у практичному плануванні виробництва сталі для оптимізації процесів, виявлення потенційних проблем та вдосконалення ефективності виробництва.

Моделювання конвертерного процесу з використанням Python та Streamlit є новою методикою цифрового моделювання в галузі металургії, що надає інтерактивну та освітню платформу як для фахівців галузі, так і для студентів, дозволить їм ефективно навчатися та вдосконалювати свої навички, а також безпечно тестувати нові технологічні рішення перед їх застосуванням у реальному виробництві. Також воно може бути застосовано для інтерактивного моделювання різноманітних ливарно-металургійних процесів.

Турчанін М.А., Агравал П.Г., Водоп'янова Г.О., Корсун В.А.
(ДДМА, м. Краматорськ)

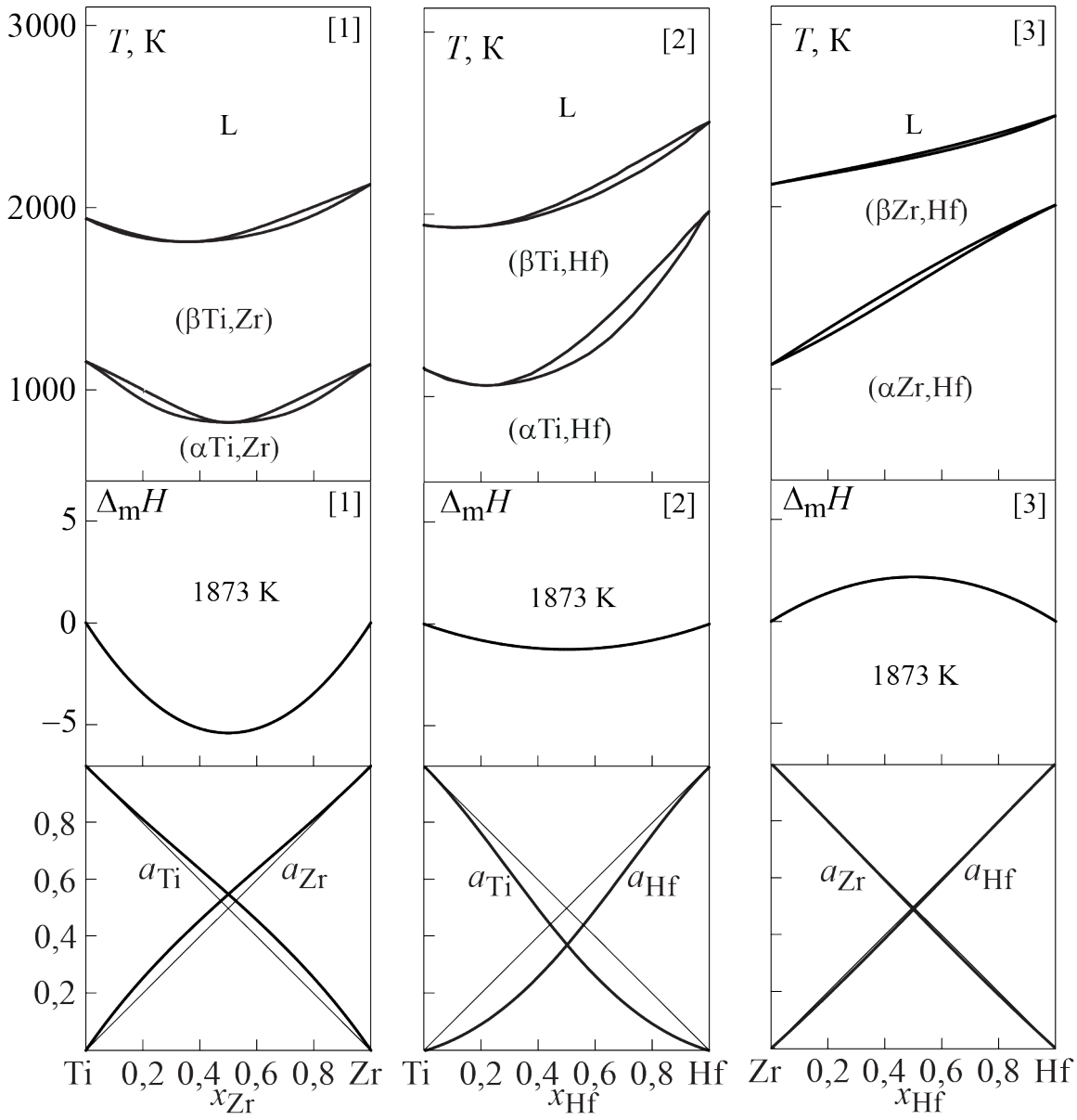
ТЕРМОДИНАМІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ РІДКИХ СПЛАВІВ ТИТАНУ, ЦИРКОНІЮ І ГАФНІЮ

E-mail: pagraval68@gmail.com

Фізико-хімічні особливості взаємодії титану, цирконію і гафнію є важливими для розробки високотемпературних конструкційних матеріалів, таких як тугоплавкі високоентропійні сплави, високотемпературні композити на основі високоентропійних карбідних фаз, жароміцні ливарні сплави та інші. Разом з тим, експериментальне дослідження властивостей розплавів системи Ti–Zr–Hf є утрудненим через високі температури плавлення компонентів. В даній роботі термодинамічні властивості рідких сплавів були змодельовані в рамках CALPHAD-методу.

У CALPHAD-методі експериментальна інформація про термодинамічні властивості фаз системи і границі фазових перетворень за їхньою участю конвертується в параметри моделей енергії Гіббса відповідних фаз, які дозволяють розрахувати термодинамічні властивості фаз і діаграму стану системи. У разі необхідності, результати, одержані для систем з меншим числом компонентів, можуть бути екстрапольовані на багатокомпонентні системи. В даній роботі для моделювання термодинамічних властивостей трикомпонентних рідких сплавів Ti–Zr–Hf були використані результати термодинамічних описів двокомпонентних систем Ti–Zr [1], Ti–Hf [2] і Zr–Hf [3]. Розраховані відповідно до [1-3] діаграми стану систем, інтегральні ентальпії змішування $\Delta_m H$ і термодинамічні активності компонентів a_{Me} показані на рис. 1.

Діаграми стану систем демонструють утворення необмежених рядів твердих розчинів з ОЦК ґраткою – (β)-фази – між високотемпературними модифікаціями металів і утворення безперервних твердих розчинів з ГПУ ґраткою – (α)-фази – між низькотемпературними модифікаціями металів.



а б в

Рис. 1. Діаграми стану, ентальпії змішування $\Delta_m H$ (кДж/моль) і термодинамічні активності компонентів a_{Me} систем Ti–Zr(а), Ti–Hf (б) і Zr–Hf (в)

Компоненти рідких сплавів демонструють слабку взаємодію. Інтегральна ентальпія змішування характеризується невеликими величинами, і досягає при еквіатомному складі мінімальних значень –5,4 кДж/моль в системі Ti–Zr і –1,2 кДж/моль в системі Ti–Hf, та максимального значення 2,2 кДж/моль в системі Zr–Hf. Ізотерми термодинамічних активностей компонентів демонструють незначні відхилення від ідеальності, від’ємні для рідких сплавів Ti–Zr і додатні для рідких сплавів Ti–Hf. Лінії ізотерм термодинамічних активностей компонентів

розплавів Zr–Hf майже не відрізняються від прямих, побудованих у відповідності до закону Рауля.

Використовуючи параметри моделей, представлені в термодинамічних описах [1–3], для інтегральної мольної енергії Гіббса змішування $\Delta_m G$ рідких сплавів системи Ti–Zr–Hf був записаний вираз:

$$\Delta_m G = \mathrm{R}\cdot T(x_{\mathrm{Ti}}\ln x_{\mathrm{Ti}} + x_{\mathrm{Zr}}\ln x_{\mathrm{Zr}} + x_{\mathrm{Hf}}\ln x_{\mathrm{Hf}}) + x_{\mathrm{Ti}}x_{\mathrm{Zr}}\,(-21700+14{,}7\cdot T) +$$
$$+ x_{\mathrm{Ti}}x_{\mathrm{Hf}}\,(-4994 - 7{,}1\cdot T) + x_{\mathrm{Zr}}x_{\mathrm{Hf}}\,(8750 - 4{,}9\cdot T),\ \text{Дж/моль},$$

в якому перший доданок описує ідеальну складову енергії Гіббса змішування трикомпонентного розплаву $\Delta_m G^{id}$, а інші доданки відповідають внескам двокомпонентних систем в надлишкову енергію Гіббса змішування $\Delta_m G^{ex}$. Розраховані відповідно до даної моделі термодинамічні функції змішування трикомпонентних рідких сплавів системи Ti–Zr–Hf при 1900 К показані на рис. 2. Розташування екстремумів функцій позначено на концентраційному трикутнику крапками. Як видно з даного рисунку, надлишкові термодинамічні функції змішування цієї трикомпонентної системи є знакозмінними, що є наслідком суперпозиції незначних за абсолютними значеннями, але протилежних за знаком відповідних функцій у граничних двокомпонентних системах. Інтегральна ентальпія змішування $\Delta_m H$ демонструє переважно від'ємні значення (рис. 2, а). Від'ємні значення надлишкові ентропії змішування $\Delta_m S^{ex}$ також охоплюють значну частину концентраційного трикутника (рис. 2, б). Переважно від'ємні значення є властивими і для надлишкової енергії Гіббса змішування $\Delta_m G^{ex}$ при 1900 К (рис. 2, в). Концентраційний хід ізоліній надлишкових термодинамічних функцій змішування розплавів системи Ti–Zr–Hf визначається характерними для них слабкими парними взаємодіями.

Як видно з рис. 2, г, мінімальне значення інтегральної енергії Гіббса змішування трикомпонентних рідких сплавів розташовано поблизу еквіатомного складу і становить –19,0 кДж/моль при $Ti_{0,38}Zr_{0,22}Hf_{0,40}$. Це дозволяє зробити висновок про визначальний внесок ідеальної складової $\Delta_m G^{id}$ у значення і

топологію функції $\Delta_m G$. Температурна залежність функції $\Delta_m G$ в системах з таким типом взаємодії компонентів у більшій мірі пов'язана зі зміною її ідеальної складової. Тобто, при зниженні температури термодинамічна стабільність рідких сплавів зменшується пропорційно $\Delta_m G^{id}$. Розрахунки показують, що таке зменшення не призводить до незмішуваності рівноважної або рідкої фази навіть при значному переохолодженні.

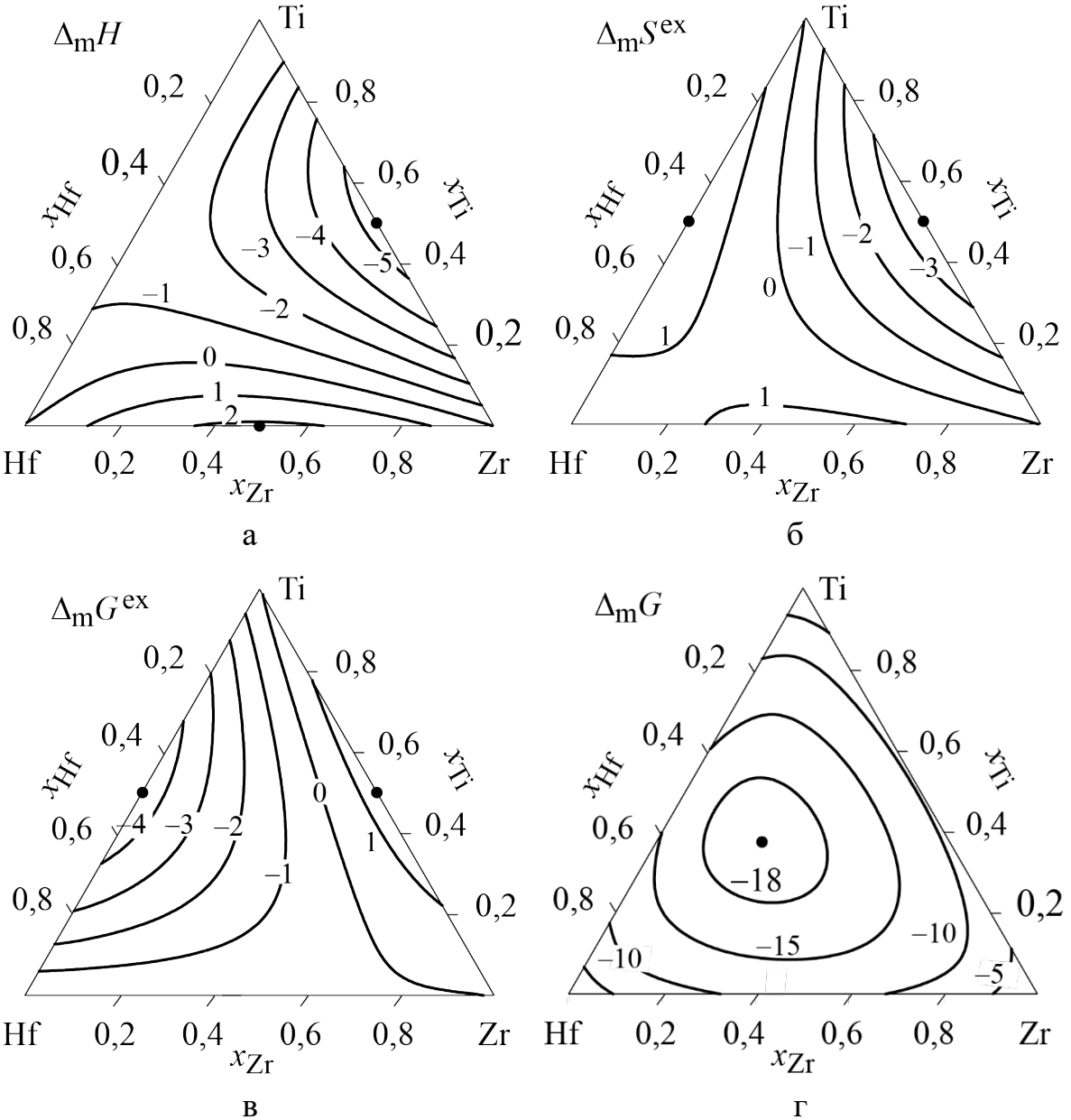


Рис. 2. Термодинамічні функції змішування рідких сплавів Ti–Zr–Hf при 1900 К: а – $\Delta_m H$, кДж/моль; б – $\Delta_m S^{ex}$, Дж/(моль·К); в – $\Delta_m G^{ex}$, кДж/моль; г – $\Delta_m G$, кДж/моль

Таким чином, моделювання термодинамічних властивостей рідких сплавів системи Ti–Zr–Hf продемонструвало слабку взаємодію їхніх компонентів. Для сплавів центральної частини концентраційного трикутника переважно від'ємний внесок надлишкової складової енергії Гіббса змішування $\Delta_m G^{ex}$ у загальне значення функції $\Delta_m G$ не перевищує 10 %. Основним фактором, який обумовлює термодинамічну стабільність рідкої фази системи, є внесок ідеальної складової $\Delta_m G^{id}$, який і визначає основні риси температурно-концентраційної залежності енергії Гіббса змішування. Зроблені висновки є важливими для подальшого моделювання фазових рівноваг в системі Ti–Zr–Hf і розрахунку її діаграми стану.

Література:

1. 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.

2. 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.

3. 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.

Устименко А. І., Лук'яненко І. В.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)

ЗАСТОСУВАННЯ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПРИЙОМІВ ДЛЯ УТВОРЕННЯ ГРАДІЄНТНОЇ СТРУКТУРИ ЧАВУННИХ ДЕТАЛЕЙ ФОРМОКОМПЛЕКТУ СКЛОТАРНОЇ ПРОМИСЛОВОСТІ

E-mail: ustymenko@kpi.ua

Дослідження ринку матеріалів формокомплекту склотарної промисловості виокремлює такі найуживаніші матеріали як бронзи, нержавіючі сталі, нікелеві сплави і навіть композити, але найбільшої популярності набули ливарні чавуни, оскільки вироби з них є економічними, доступнішими та простішими у

виробництві [1, 2]. Також, враховуючи термічні навантаження у процесі експлуатації, чавун як матеріал є стійким до виникнення дефектів [3, 4]. У свою чергу, дослідження літературних джерел [3, 5] вказує, що одним з ефективних методів підвищення терміну експлуатації чавунних деталей формокомплекту є створення певної структуризації литої заготовки, а саме забезпечення градієнтної структури за перерізом виливка.

Для створення структуризації за перерізом виливка досліджено два технологічні прийоми із використанням жаростійкого кремнистого чавуну [6]. У першому технологічному прийомі застосовано внутрішньоформове поверхневе модифікування з використанням інокулятора SB5, подрібненого до фракцій 0315, 04 та 063. У другому, окрім поверхневого модифікування інокулятором SB5 фракції 0315, використано чавунні холодильники різної товщини – 10 мм, 20 мм та 30 мм для підсилення ефекту структуризації.

Встановлено (табл. 1), що розподіл графіту у зразках, виготовлених за першим технологічним варіантом із застосуванням інокуляторів не забезпечує спрямованої градієнтної структури. Зменшені розміри та кількість графітових вкраплень на периферії виливка з обох сторін, порівняно із його центральною частиною (рис. 1, а) погіршують відведення тепла, що призводить до перегрівання та передчасного виходу деталей формокомплекту з ладу.

Результати дослідження технологічного варіанту оброблення розплаву чавуну із додатковим застосуванням холодильника показують, що розміри графітових вкраплень зростають по мірі віддалення від поверхні виливка (рис. 1, б), тобто забезпечується ефект утворення направленої структуризації за перерізом виливка. Найбільш виражений ефект спостерігається у випадку застосування холодильника товщиною 30 мм.

Відповідно, отриманий характер зміни розмірів та кількості графітових вкраплень від поверхні виливка, на якій проведено поверхневе оброблення, до протилежної, вказує на сформовану градієнтну структуру, що дозволить

забезпечити надійні теплофізичні характеристики за перерізом деталей, які працюють в умовах циклічних температурних навантажень.

Таблиця 1 – Класифікація графітових вкраплень у виготовлених за обома технологічними варіантами зразках згідно з ДСТУ EN ISO 945-1:2022. Мікроструктура чавунів. Частина 1. Класифікація графіту візуальним аналізуванням

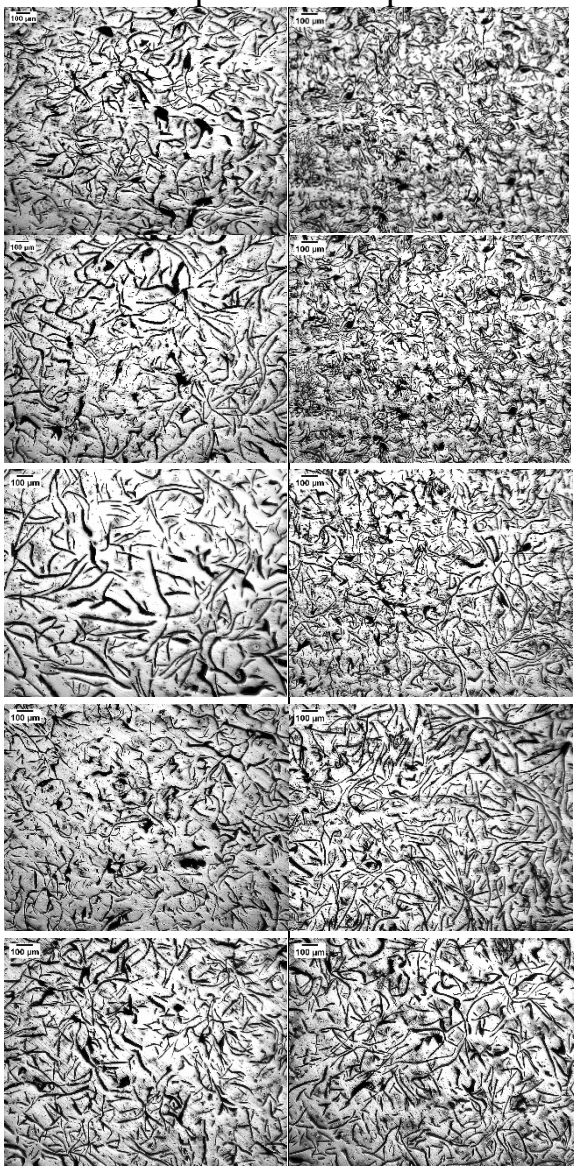
Категорія	Варіант із застосуванням інокуляторів	Варіант із застосуванням інокулятора та холодильників
за формою	– категорія I за перерізом виливка (евтектичний пластинчатий графіт з гострими кінцями)	– категорія II в зоні поверхневого оброблення; – категорія I в інших зонах виливка
за розподілом	– категорія C/C′ (характеризується сукупністю пластинчатого графіту оточеного хаотично орієнтованими меншими графітовими пластинками)	
за розміром	– від 35 мкм до 895 мкм на периферії виливка з обох сторін; – від 55 мкм до 1200 мкм у центральній частині виливка	– 6 мкм до 570 мкм на поверхні, яка контактує з холодильником та інокулятором; – 29 мкм до 1130 мкм на периферії
за площею зайнятою графітом	– 4-8 % на периферії виливка; – 10,5 % у центральній частині виливка	– 6,1 % в зоні поверхневого оброблення; – 9,3 % у центральній частині виливка; – 10,1 % на периферії виливка

Література:

[1] Ю. А. Гулоян, Технология стеклотары и сортовой посуды. Учебник для техникумов. – М.: Легпромбытиздат, 1986. – 264 с.

[2] «fimaolimpia.it,» Fima Olimpia Fonderie Spa.Glass sector.Cast iron, [Онлайновий]. Available: http://www.fimaolimpia.it/en/area-vetro_ghise.php. [Дата звернення: 2024].

зона поверхневого оброблення



протилежна поверхня виливка (периферія)

а | б

Рис. 1. Морфологія графітових вкраплень за перерізом виливків, виготовлених із використанням інокулятора фракції 063 (а) та з використанням інокулятора фракції 0315 із холодильником товщиною 30 мм (б)

[3] М. В. Александров, Д. Г. Чистяков. Формирование градиентной структуры в деталях стеклоформ из чугунов с различной морфологией графита // Металлургия и материаловедение, № 3 (100). – с. 219-229, 2013.

[4] И. О. Леушин , Д. Г. Чистяков та В. А. Володин. Влияние структуры чугуна на оброзование эксплуатационных дефектов склоформирующей оснастки // Наука и Образование. МГТУ им. Н.Э. Баумана. Электрон. журн., т. 15, № № 11, с. 111–123, 2015.

[5] L. Hollands, The Glass to Metal Interface during Container Forming Processes, The University of Sheffield, March 1998.

[6] А. І. Устименко, І. В. Лук’яненко, М. М. Ямшинський, І. М. Гурія, Б. В. Кивгило Нові жаростійкі сплави для виготовлення склоформ // Процеси лиття, т. 1, № 151. – С. 43–53, 2023.

Федоров М.М., Дьяченко Ю.Г.
(ДДМА, м. Краматорськ–Тернопіль)

АСПЕКТИ ВИЗНАЧЕННЯ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ВИРОБНИЧИХ ПІЩАНО-БЕНТОНІТОВИХ СУМІШЕЙ ДЛЯ ФОРМОУТВОРЕННЯ ПО-СИРОМУ

E-mail: nikolay.fyodorov@gmail.com; dyachenko.yurij.1978@gmail.com

В теперішній час в умовах масового виробництва сталевих та чавунних виливків вагою від кількох кілограмів до декількох десятків кілограмів технологія лиття у разові сирі піщано-бентонітові форми (ПБФ) залишається поза конкуренцією. Високоякісні зв'язувальні компоненти на основі бентонітових глин у поєднанні з сучасними високопродуктивними лініями автоматичного формування дозволяють виготовляти великий асортимент виливків заданої якості з високою економічною ефективністю.

Для забезпечення стабільної якості ПБФ, одержуваних на автоматичних лініях, особливу увагу слід приділяти контролю технологічних властивостей виробничих формувальних сумішей, а саме:

– вологості, %;

– межі міцності на стиск у вологому стані, МПа;

– межі міцності на розрив у зоні конденсації вологи, МПа;

– газопроникності, од.;

– текучості, %;

– формувальності, %;

– обсипальності (поверхневій міцності), %;

– вмісту глинястої складової (загальної, активної та неактивної), %.

Для забезпечення стабільної якості ливарних форм вищезазначені показники властивостей формувальних сумішей мають відповідати нормативним значенням, регламентованим для технологічних процесів формоутворення на автоматичних лініях (табл. 1).

Таблиця 1 – Нормативні значення властивостей піщано-бентонітових формувальних сумішей, застосовуваних на лініях автоматичного формоутворення

Найменування показника	Умовна норма для лінії автоматичного формоутворення
Вологість, %	3,0…3,2
Міцність на стиск у вологому стані, МПа	не менше 0,140
Міцність на розрив у зоні конденсації вологи, МПа	не менше 0,0025
Газопроникність, од.	не менше 90
Текучість, %	не менше 80
Формувальність, %	не менше 80
Обсипальність, %	не більше 0,6
Вміст глинястої складової, %	
– загальної	10,0…11,5
– активної	8,0…9,0

На підставі аналізу результатів комплексного тестування проб виробничих сумішей низки українських ливарних підприємств можна констатувати наступне:

1. У виробничих технологічних процесах, що ґрунтуються на роботі автоматичних формувальних ліній, обов'язково слід проводити періодичне комплексне тестування технологічних властивостей формувальних сумішей в обсязі вищенаведеного переліку (див. табл. 1).

2. Особливу увагу слід приділяти вхідному контролю формувальних матеріалів щодо відповідності даним, наведеним у сертифікатах якості. Ігнорування цієї вимоги може спричинити суттєве погіршення властивостей сумішей, зокрема, характеристик міцності. Об'єктивна причина тому – застосування в якості зв’язувальних матеріалів низькосортних бентопорошків.

3. Поширеною проблемою виробничих сумішей є їх насиченість стрижневими сумішами з органічними зв’язувальними компонентами, оскільки, у ряді випадків, технологічно неможливо усунути потрапляння залишків стрижневої суміші в оборотну формувальну суміш у процесі вибивання форм. Окремо слід зазначити, що суміші зі стрижневими залишками характеризуються достатньою «жорсткістю», що підтверджується результатами визначення показників формувальності та текучості в межах 60…70 % за норми – не нижче 80 %.

4. Окремі зразки виробничих сумішей потребують комплексної оптимізації рецептурного складу з метою забезпечення встановленої якості одержуваного литва та мінімізації дефектів, що утворюються на виливках з вини ливарної форми.

Фесенко А.М.[1], Фесенко М.А.[2]
([1]ДДМА, м. Краматорськ; [2]ДНДІ МВС України, Київ)

ПЕРСПЕКТИВИ ЗАСТОСУВАННЯ ТЕХНОЛОГІЙ ВИРОБНИЦТВА ЧАВУННИХ ВИЛИВКІВ ДЛЯ ВІДНОВЛЕННЯ ІНФРАСТРУКТУРИ КРАЇНИ

E-mail: anatoly.fesenko@ukr.net, fesmak@ukr.net

Одним із ключових завдань в Україні у воєнний та повоєнний періоди є відновлення промислового потенціалу та інфраструктури держави. Визначну роль для вирішення цього завдання може відіграти успішне функціонування і подальший розвиток ливарної галузі, як основної заготівельної бази промисловості. Підприємства ливарної галузі поряд з випуском традиційної ливарної продукції можуть частково замінити металургійні заводи навіть при виготовлені арматури, швелерів, кутників, засувок для трубопроводів, елементів рухомого складу залізниці, спеціальних виробів для оборонно-промислового комплексу тощо. При цьому на відновлення та підготовлення функціонування ливарного виробництва не вимагається значних зусиль, а також великих фінансових вкладень і витрат часу [1].

На сьогоднішній день в Україні збереглися та мають можливість випускати якісну ливарну продукцію ряд підприємств, цехів, а також ливарних дільниць, які оснащені сучасним обладнанням для виробництва широкої номенклатури литих деталей (виливків) різними способами і методами лиття. Одним із найбільш затребуваних ливарних конструкційних матеріалів в даний час залишається чавун [2]. Тому першочерговим завданням підприємств ливарної галузі є впровадження прогресивних технологій та підвищення якості саме чавунних виливків.

Ефективним способом цілеспрямованого поліпшення якості, структури та властивостей чавунних виливків є модифікувальне позапічне оброблення розплаву. Розвиток сучасних процесів модифікування металевих розплавів характеризується тенденцією переходу до найбільш ефективних, екологічних та економічних методів модифікувального оброблення, до яких відноситься внутрішньоформове модифікування рідкого чавуну (Інмолд-процес) [3].

У представленій роботі запропоновано та досліджено технології отримання чавунних виливків з заданою структурою і властивостями із застосуванням методу внутрішньоформенного модифікування базового розплаву при литті в разові піщані

форми, за газифікованими моделями, способами відцентрового, а також кокільного лиття. До них відносяться:

– технології отримання виливків із високоміцного чавуну з кулястим та вермикулярним графітом;

– виготовлення литих деталей із сірих, легованих і модифікованих чавунів із покращеною структурою і підвищеними експлуатаційними властивостями;

– отримання виливків із різною (заданою) структурою та властивостями в одній спільній (загальній) ливарній формі з одного вихідного базового розплаву;

– технології подвійного зустрічного оброблення вихідного рідкого чавуну різними за функціональним призначенням добавками у ливарній формі;

– виготовлення двобічних, двошарових і багатошарових виливків із диференційованою структурою і властивостями з одного базового розплаву в разовій ливарній формі і литтям за газифікованими моделями;

– виготовлення виливків з композиційною градієнтною структурою з одного базового розплаву чавуну методом промивки, CDC методом та способом відцентрового лиття.

Запропоновані технології апробовані багаточисельними дослідженнями з використанням методів фізичного та комп'ютерного (імітаційного) моделювання, а також експериментальними дослідженнями при виготовленні дослідних та окремих виробничих виливків. Впровадження запропонованих технологій не вимагає встановлення та закупівлю нового додаткового обладнання, засобів і матеріалів, тобто вони можуть бути реалізовані на існуючому устаткуванні без суттєвих змін технологічного процесу виготовлення виливків у діючому цеху, дільниці тощо. На дані технології отримано більше 30 патентів України на корисну модель.

Література:

1. Мазур В.Л., Попов Є.С., Клименко С.І., Сіренко К.А. Задачі ливарних підприємств у відновленні інфраструктури України / Метал та Лиття України. №1(332). 2023. – С. 63–68.

2. Industry Outlook: Sales Expected to Keep Growing // Modern Casting, January 2023, P. 33-35.

3. Fesenko M. A., Fesenko A. M. In-Mould Graphitizing, Spheroidizing, and Carbide Stabilizing Inoculation of Cast Iron Melt / Progress in Physics of Metals, 2020, No. 1, P. 83–101.

Фон Прусс М.А.
(ФТІМС НАН України, Київ)

СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ МОДИФІКОВАНИХ ВТОРИННИХ СИЛУМІНІВ

E-mail: m.fonpruss@gmail.com

Сучасні виробничі та технологічні процеси неперервно розвиваються, вимагаючи постійного удосконалення матеріалів, які використовуються у різноманітних галузях промисловості. Особливо велике значення має пошук та створення матеріалів з покращеними фізико-механічними властивостями, що забезпечують оптимальну ефективність в різних умовах експлуатації. Одним із напрямів цього пошуку є розробка модифікованих вторинних силумінів, які представляють собою сплави алюмінію з додаванням нікелю та кобальту, а також застосування електромагнітної обробки як ефективного методу впливу на структурно-фазовий стан матеріалу. Для алюмінієвих сплавів ця стратегія дозволяє досягти більшого контролю над розміром, морфологією та розподілом структурних складових у матеріалі, що, в свою чергу, суттєво впливає на властивості силумінів для досягнення оптимальних технологічних та механічних характеристик. Крім позитивного впливу на властивості металу, спостерігається також підвищення якості виливків, що виражається в усуненні ряду дефектів усадкового характеру.

Залізовмісні фази грають ключову роль у структуроутворенні модифікованих вторинних силумінів. Розподіл цих фаз у матеріалі, їхні взаємодії та концентрація мають вплив на процеси кристалізації та фазовий склад сплаву. У даній роботі основний акцент було зроблено на методи та способи їх нейтралізації, які мають на меті не лише зменшення вмісту заліза, але і управління його впливом на властивості силуміну.

Модифікування сприяє зміні морфології залізовмісних фаз у вторинних силумінах при певному вмісті та типу модифікаторів у розплаві, які або зв’яжуть залізо у менш шкідливі фази, або підсилять дію марганцю. Нікель та кобальт як модифікатори утворюють залізовмісні фази більш сприятливої розгалуженої морфології Al_9FeNi та $Al_{15}(Fe,Co)_4Si_2$ відповідно [1]. Окрім цього, атоми нікелю і кобальту можуть заміщати один одного в кристалічній ґратці. Це вказує на

можливу синергетичну дію. Нікель та кобальт можуть бути корисними у магнітній обробці, оскільки їхня феромагнітність дозволяє їм реагувати на магнітне поле. Зазвичай вони використовуються як вторинні джерела магнітного поля за рахунок утворення власного магнітного поля.

Серед найбільш універсальних і технологічно прийнятних методів обробки розплаву фізичним впливом можна виділити електромагнітну обробку. Через активний конвективний потік розплаву у формі відбувається постійний та однорідний теплоперенос за рахунок переносу маси. В результаті цього порушується традиційний механізм формування кристалізаційного фронту, що рухається від стінок форми до центру виливка. Сам процес кристалізації відбувається миттєво та одночасно.

За основу переважної кількості модельних ливарних композицій була прийнята матрична система Al-Si-Cu. При визначенні впливу змінного електромагнітного поля було необхідно забезпечити високу тривалість обробки, тому маса розплаву складала близько 2 кг. Сплав АК5М2 є дуже дешевим та недефіцитним силуміном, тому його і було обрано для даного етапу досліджень (хімічний склад наведено в табл. 1).

Таблиця 1 – Хімічний склад сплаву АК5М2 у вихідному стані (1), після модифікування та накладання змінного магнітного поля (2)

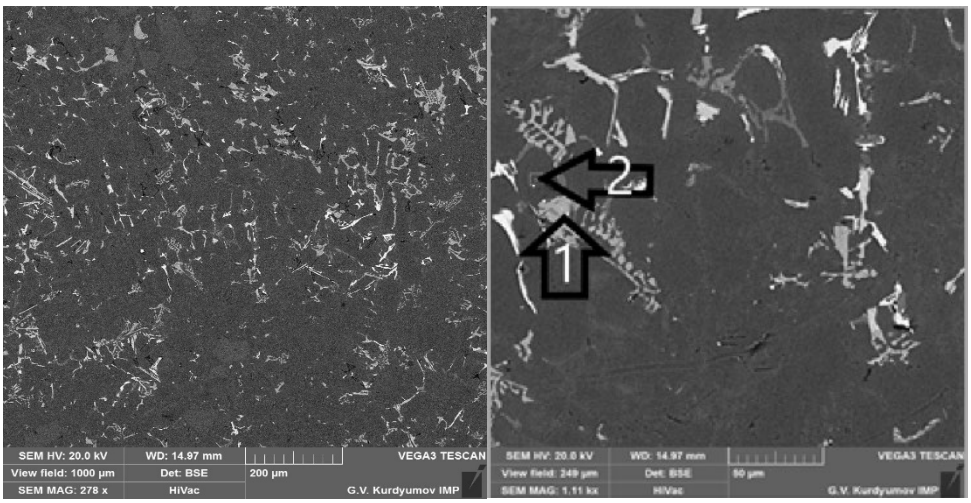
Маркування зразків		Вміст елементів, % мас., Al – основа								
		Si	Cu	Fe	Mn	Ni	Ti	Mg	Zn	Co
АК5М2	ДСТУ 2839-94	4-6	1,5-3,5	0,8-1,3	0,2-0,8	до 0,3	0,05-0,2	0,2-0,8	до 1,5	–
	1	6,13	2,23	1,43	0,51	0,15	0,008	0,65	0,612	1,21
	2	5,78	1,63	2,34	0,58	0,5	0,005	0,27	0,56	0,25

Дослідні плавки проводили в лабораторній шахтній печі опору СШОЛ-1.1,6/12. Шихту плавили в графітошамотному тиглі при температурі 800 ± 10 °С з витримкою 5 хвилин. Розплав рафінували сольовим флюсом із складом 47,5 % NaCl, 47,5 % KCl та 5 % NaF (% мас.) та витримували 7 хвилин.

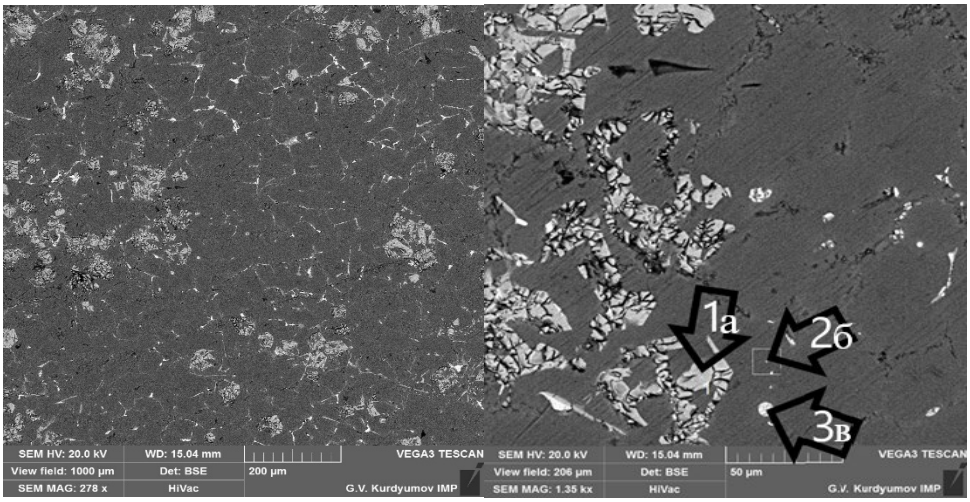
При модифікуванні сплаву застосовували лігатури Al-5Co, Al-20Ni та витримували 5 хвилин. Вибрані модифікатори додавалися в кількості до 0,5 % мас. Далі розплав підстужували до 750 ± 10 °С, витримували ще 5 хвилин і заливали в графітовий кристалізатор діаметром Ø 70 мм і висотою 250 мм. Товщина стінок кристалізатора дорівнювала 30 мм і забезпечувала повільний тепловідвід. Отримані циліндричні виливки мали висоту 170-200 мм і масу ~ 400 г. Графітовий кристалізатор розміщували всередині спеціальної системи для накладення електромагнітного поля. Процес накладання електромагнітного поля починався впродовж перших 10-15 секунд після наповнення кристалізатора та тривав до повної кристалізації металу. У цей період силові лінії поля були орієнтовані від стінок до центру кристалізатора.

Структура вихідного сплаву до впливу на нього електромагнітного поля, проаналізованої методом SEM та EDX-mapping, є контрастною, яка характеризується наявністю крупних вкраплень до 100 мкм, розташованих рівномірно по об’єму (рис. 1). Мікроструктура після накладання електромагнітного поля сильно відрізняється від вихідної. Вона більш нерівномірна: видно хаотично згруповані структурні складові, що мають великі розміри більше 100 мкм. Також можна відзначити наявність мікроскопічних пор, скоріш за все газового походження, що пояснюється рухом розплаву під час обробки.

Згідно локального хімічного аналізу, в структурі вихідного сплаву присутні залізовмісні фази, до складу яких ввійшли нікель та кобальт (табл. 2, точки 1 та 1 а). Це говорить про їх модифікувальну здатність. У вихідному зразку нікель був присутній у більшій кількості у складі залізовмісної фази, ніж кобальт. Проте після електромагнітної обробки спостерігається зворотний ефект. Вміст заліза у залізовмісних фазах за локальним хімічним аналізом становить 20-30 % мас., що каже про голкоподібну морфологію цих фаз. Розміри цих фаз у обох зразках знаходяться в межах 50-60 мкм.



а



б

Рис. 1. Мікроструктура вихідного сплаву АК5М2 (а) та після накладання електромагнітного поля (б)

Таблиця 2 – Локальний хімічний склад досліджуваних зразків після впливу електромагнітного поля

Назва сплаву	Точка	Хімічний склад, % мас., Al – основа					
		Si	Cu	Fe	Mn	Ni	Co
Вихідний АК5М2	1	5,9	4,75	21,99	6,27	5,05	1,29
	2	0,91	0,72	0,01	0,04	–	0,01
АК5М2 після обробки	1а	5,52	1,15	29,56	5,10	0,12	0,47
	2б	0,86	0,35	–	0,02	–	0,02
	3в	2,72	36,89	0,21	–	2,91	0,01

Було встановлено, що магнітна обробка змінним полем вплинула несприятливим чином. Структура сплаву після обробки характеризується згрупованістю та хаотичністю розташування структурних складових по усьому об’єму сплаву.

Література:

1. Mondolfo L. F. Aluminium alloys. Structure and properties. Butterworth, 1976. – 640 p.

Хворостяний В.В.
(ІПМ ім. Г.С. Писаренка НАН України, Київ)

ОЦІНКА МЕХАНІЧНОГО СТАНУ ЕЛЕМЕНТІВ КОНСТРУКЦІЙ З БАГАТОШАРОВОГО СКЛА З УДАРНИМИ ПОШКОДЖЕННЯМИ МЕТОДОМ СТАТИЧНОГО ПРОДАВЛЮВАННЯ ПУАНСОНОМ

E-mail: plt2002@ukr.net

Складною та недостатньо дослідженою є проблема визначення масштабного ефекту міцності композитних ламінованих блоків з крихких матеріалів, оцінка їх механічного стану з урахуванням особливостей порушеної структури після локальних ударних навантажень з використанням різних типів ударників, визначення характеристик залишкової міцності та жорсткості, що описуються поняттями «post-failure strength» та «post-failure rigidity», важливих для забезпечення належної закритичної механічної поведінки елементів конструкцій броньованого скління фортифікаційних споруд, військової та спеціальної техніки, авіаційного та будівельного скла.

Вирішенню актуальних практичних задач цього напрямку досліджень присвячені роботи з розвитку та вдосконалення експериментально-розрахункових підходів, у яких враховуються технологічні та експлуатаційні фактори, рівень початкової дефектності, вплив набутої пошкоджуваності для гарантування

працездатності та ресурсу і відповідності вимогам щодо надійності елементів захисних конструкцій [1, 2].

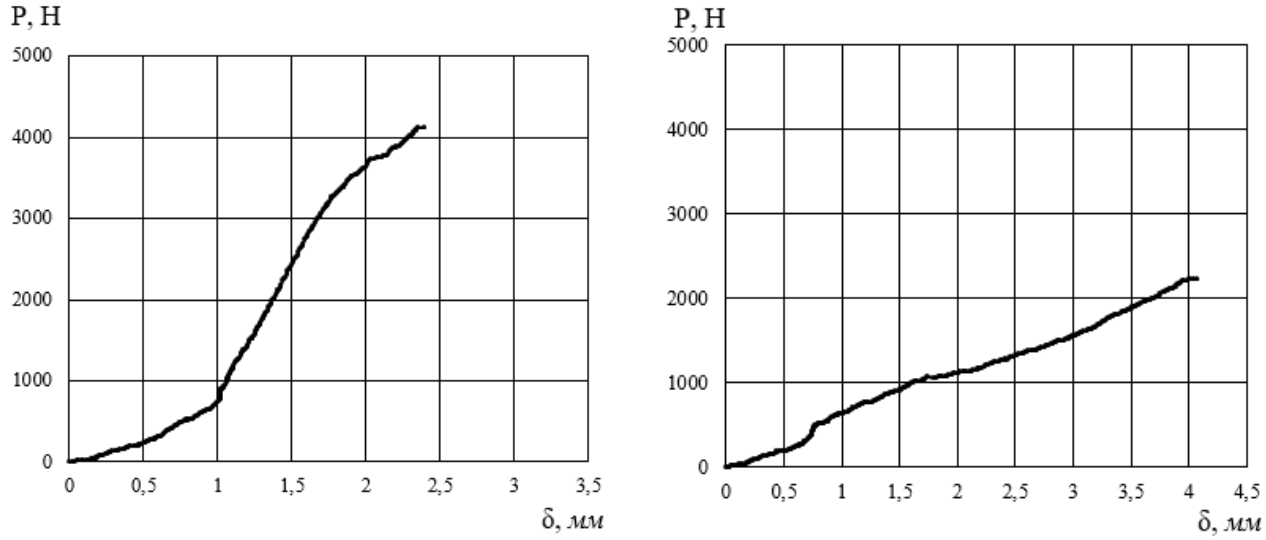
Основні положення практичної реалізації методики оцінки міцності, ударної стійкості та жорсткості структури порушеної багатошарової пластини з силікатного флоат-скла з адгезійними полімерними прошарками раніше було наведено в роботах [2, 3]. Суть запропонованої методики полягала в застосуванні статичного локального продавлювання сталевим пуансоном по нормалі до площини фасадної (лицевої) пластини скла досліджуваного триплексу на різних відстанях від кромок, осередків уражень та відповідних зон розбиття матеріалу, спричинених попередніми балістичними випробуваннями (ділянки індентування 1…16). Зазначені експерименти виконували до моменту руйнування першої скляної пластини усієї конструкції броньового склоблоку. Розвитком досліджень слугували випробування на глибоке індентування пуансоном вглиб багатошарової ударостійкої пластини з фіксацією руйнувань усіх її складових, окрім останнього шару скла.

Експериментальне вивчення механічної поведінки зазначеного елементу конструкції захисного призначення здійснювали на модернізованій установці ZD-4 (Німеччина) для механічних випробувань крихких матеріалів та використовуючи універсальну вимірювальну систему GT-12-M18 та відповідне програмне забезпечення GlassBend [4]. Оцінювання рівня стійкості структури бронеелементу з багатократними ураженнями, неоднорідності його пошкодження та ступеню фрагментації скла на різних відстанях від осередків ударів виконували при визначенні характеристик силового навантаження на пуансон, його переміщення вглиб матеріалу (вертикального заглиблення) та контактного тиску. Площа контакту пуансона обмежується розмірами та площею його основи (так званої «підошви» плоского наконечника), розподіл тиску з деякими припущеннями можна вважати рівномірним. Тому питомий тиск ($\boldsymbol{p}$, МПа) визначався як відношення прикладеного навантаження до площі основи пуансона.

Забезпечення залишкової міцності та жорсткості елемента конструкції з багатошарового скла з балістичними ураженнями зумовлюється в тому числі й

адгезійними полімерними прошарками. Зокрема при локальному руйнуванні першої пластини скла за рахунок адгезиву утримуються утворені уламки скла різного розміру, фрагментація яких варіювалася від крупних до мікророзмірних. В зоні індентування скла сталевим пуансоном з'являється відповідного вигляду «кратер» з ознаками значного розтріскування та викришування матеріалу, на яке впливала наявність розгалуженої сітки тріщин та відколів, що виникли після попередніх ударних впливів.

В залежності від розташування ділянок індентування пуансоном відносно пошкоджених зон, спостерігались суттєві відмінності механічної поведінки матеріалу. Чим ближче така ділянка до зони балістичного ураження, тим менше значення руйнівного навантаження пластини скла було зафіксовано. Для найвіддаленіших місць індентування величина P становила від ~ 3000 Н до 9500 Н (ділянки № 1, 7, 8, 5 та 6), тоді як для наближених до зон уражень ділянок навантаження було зареєстровано у діапазоні ~ 3400 Н – 1400 Н (ділянки № 11, 3, 16, 14 та 9). Також слід зазначити, що величина переміщення пуансону для зазначених вибірок випробувань кардинально відрізнялася: для першої (віддалені ділянки) δ = 1,780 мм – 2,512 мм, а для другої δ = 2,528 мм – 5,488 мм. Величина руйнівного навантаження пластини скла для найвіддаленіших ділянок індентування вища у 2 – 3 рази у порівнянні з ділянками, що близькі до зон уражень. На діаграмах «навантаження P, Н – переміщення δ, мм» можемо помітити різний характер кривої залежності, яка більш полога для ділянок, що ближчі до зон уражень (рис. 1). Це свідчить про відмінність у опорі проникненню пуансона в матеріал під час експерименту для ділянок, на яких в більшій чи в меншій мірі порушена структура скла через появу чисельних розгалужених сіток тріщин, утворених сколів та його викришування.



а б

Рис. 1. Залежності прикладеного навантаження на пуансон *P*, Н та його переміщення (заглиблення) δ, мм при локальних індентуваннях першої пластини триплексу: а – ділянка № 2; б – ділянка № 16

Аналіз експериментальних результатів полягав у знаходженні залежностей величини максимального значення прикладеного навантаження на пуансон, що відповідало моменту руйнування фасадної скляної пластини, від таких геометричних параметрів як мінімальна відстань від центру ділянки індентування до епіцентрів уражень $\min(L_{Ii}; L_{IIi})$, мінімальна відстань від центру ділянки індентування до найближчих тріщин областей уражень $\min(L_{Ii}^{min}; L_{IIi}^{min})$ та мінімальна відстань від центру ділянки індентування до краю пластини $\min(dfe)_i$. В табл. 1 наведено одержані результати експериментів.

За результатами виконаних експериментальних досліджень з оцінки механічного стану конструктивних елементів балістичного захисту з багатошарового ударостійкого скла в умовах статичного локального навантаження пуансоном визначено вплив розташування ділянок індентування відносно епіцентрів балістичного ураження, утворених внаслідок них сіток розгалужених поверхневих та підповерхневих тріщин та інших змін у цілісності структури скла, близькості кромок пластини на величину руйнівного навантаження. Показано визначені відповідні загальні закономірності, що свідчать про відмінності у опорі

проникненню пуансона в матеріал. Результати виконаних експериментальних досліджень за вказаною методикою можуть бути використані для обґрунтування можливості продовження терміну використання бронеелементу з балістичними ураженнями у реальних обставинах на проміжок часу до здійснення робіт з ремонту та відновлення систем прозорого бронювання.

Таблиця 1 – Результати експериментального дослідження багатошарової ударостійкої пластини методом статичного продавлювання пуансоном

№ ділянки	$\boldsymbol{P}$, Н	$\boldsymbol{\delta}$, мм	$\boldsymbol{p}$, МПа	$\min(L_{Ii}; L_{IIi})$, мм	$\min(L_{Ii}^{min}; L_{IIi}^{min})$, мм	$\min(dfe)_i$, мм
1	9562,6	2,168	761	110	60	25
2	4118,5	2,396	328	75	25	50
3	2941,8	2,740	234	60	18	50
4	2333,1	3,216	186	70	25	25
5	3050,0	1,780	243	85	40	25
6	2759,2	1,824	220	96	50	25
7	4970,7	1,968	396	97	54	25
8	4118,5	2,512	328	85	42	25
9	1406,7	2,528	112	50	10	25
10	1413,4	2,304	113	107	42	25
11	3422,0	5,488	272	58	40	25
12	1744,8	3,480	139	75	40	25
13	2116,7	3,912	169	70	26	35
14	2130,3	3,176	170	60	30	65
15	5437,2	2,680	433	65	35	25
16	2238,5	4,068	178	52	15	30

Література:

1. Сорока О. Б. Методи експериментального контролю міцності та пошкодження структурних елементів багатошарових склополімерних блоків балістичного захисту / О. Б. Сорока, Ю. М. Родічев, О. А. Шабетя та ін. // Важке машинобудування. Проблеми та перспективи розвитку. Матеріали міжнародної

науково-технічної конференції / за заг. ред. В. Д. Ковальова. – Краматорськ: ДДМА, 2020. – 112 с.

2. Хворостяний В. В. Методика оцінки ступеню локалізованого пошкодження елементів конструкцій з багатошарового скла методом статичного продавлювання пуансоном / В. В. Хворостяний, В. Є. Бодунов, І. Р. Качинська // Комплексне забезпечення якості технологічних процесів та систем (КЗЯТПС-2023): матеріали тез доповідей XIII Міжнародної науково-практичної конференції: у 2 т. – Чернігів, НУ «Чернігівська політехніка», 2023. – Т. 1. – С. 123 – 124.

3. Smetankina N. Damageability Assessment of Impact-Resistant Glass for Transparent Armor Systems / N. Smetankina, V. Khvorostyanyi, D. Ustuhov, V. Bodunov, I. Kachinska // Proc. International Scientific and Technical Conference Integrated Computer Technologies in Mechanical Engineering, Kharkiv, Ukraine, 28 December, 10 p., 2023 (in press).

4. 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.

Цибаньов Г.В.
(ІПМ ім. Г.С. Писаренка НАН України, Київ)

МЕТОД РОЗРАХУНКУ ЗАРОДЖЕННЯ ТА РОСТУ ТРІЩИНИ ВТОМИ НА ГЛАДКІЙ ПОВЕРХНІ

E-mail: g.v.tsybanov@ipp.kiev.ua

Можливість застосування матеріалів при проектуванні елементів конструкцій, які в експлуатації піддаються навантаженню в області багатоциклової втоми, зазвичай оцінюється з використанням стандартизованих характеристик їх механічних властивостей, які визначаються на гладких зразках за різних режимів

навантаження. У випадку, коли розрахунки виконуються за діючими на конструкцію напруженнями, вихідні дані представляють кривими Веллера за симетричного циклу навантаження, модулем пружності, границею текучості та границею міцності матеріалу для гладких зразків. Результати пошуків, опубліковані останнім часом багатьма дослідниками, свідчать про значну роль у визначенні багатоциклової довговічності матеріалів і елементів конструкцій стадій інкубації і послідуючого росту коротких тріщин втоми, що потребує додаткової експериментальної інформації при розрахунках довговічності. Для цього використовуються дані з росту довгих тріщин і апарат лінійної механіки руйнування, хоч його застосування до коротких тріщин втоми, для яких не виконуються її постулати, викликає запитання. Для узгодження даних між довгими та малими і короткими тріщинами приймаються різноманітні поправки [1] та додаткові трактування [2, 3]. Вони пов’язані з тим, що як інкубація, так і ріст коротких тріщин суттєво залежать від мікроструктурної будови конкретного полікристалу. Інкубація тріщини та її початковий ріст проходить по найбільш сприятливо розташованим кристалографічним площинам, напрямкам ковзання і статистичною взаємоорієнтацією елементів мікроструктури. Тобто, спочатку йде ріст мікротріщини у межах структурної одиниці полікристалу (через субструктуру) і далі – її послідуючий ріст, який визначається статистичною орієнтацією відносно сусідніх з вершиною тріщини структурних одиниць. Надійний розрахунок довговічності елементів конструкцій має передбачати визначення рівня втомних пошкоджень, які гарантують його безвідмовну експлуатацію. Тому такий розрахунок потребує урахування означених вище стадій пошкодження матеріалів.

Раніше нами була запропонована модель втомного пошкодження сталей за багатоциклового навантаження гладких зразків та залежності для опису кінетики зниження границі витривалості у процесі втоми як параметра пошкодження [4]. Особливістю цієї моделі є відмова від загальноприйнятного поняття про границю витривалості як параметра, який характеризує вихідну характеристику втоми матеріалу: нами прийнято, що на початку циклічного навантаження гладкого зразка його вихідна границя витривалості σ_{r0} перевищує стандартно визначене її значення

σ_r, так як останнє визначається для пошкодженого навантаженням матеріалу при проростанні інкубованої початкової тріщини через слабкі субструктурні бар'єри до міцного мікроструктурного бар'єру на відстані a_d від поверхні.

З урахуванням [4] поточний розмір тріщини на першій стадії σ_{1c} (від $n=0$ до, $n=N_{Fr}$ – довговічність до лінії Френча) прийнято у вигляді:

$$a_{1c} = a_0 \cdot \left(1 - \frac{b_1 n}{N}\right)^k, \quad (1)$$

де a_0 – початковий дефект при $n=0$, з якого проходить інкубація початкової тріщини;

$b_1 = \frac{N_{Fr}}{N} \cdot \left[1 - \left(\frac{a_d}{a_0}\right)^{\frac{1}{k}}\right]$ при $n = N_{Fr}$,

a_d – розмір мікротріщини на границі витривалості.

Поточний розмір тріщини на другій стадії a_{2c} (від $n = N_{Fr}$ до $n=N$) визначається за залежністю:

$$a_{2c} = a_d \cdot \left(c - \frac{b_2 n}{N}\right)^k, \quad (2)$$

де постійні c і b_2 визначені за умов $a_{2c} = a_d$ при $n = N_{Fr}$ та $a_{2c} = a_f$ при $n=N$, a_f розмір тріщини при руйнуванні зразка.

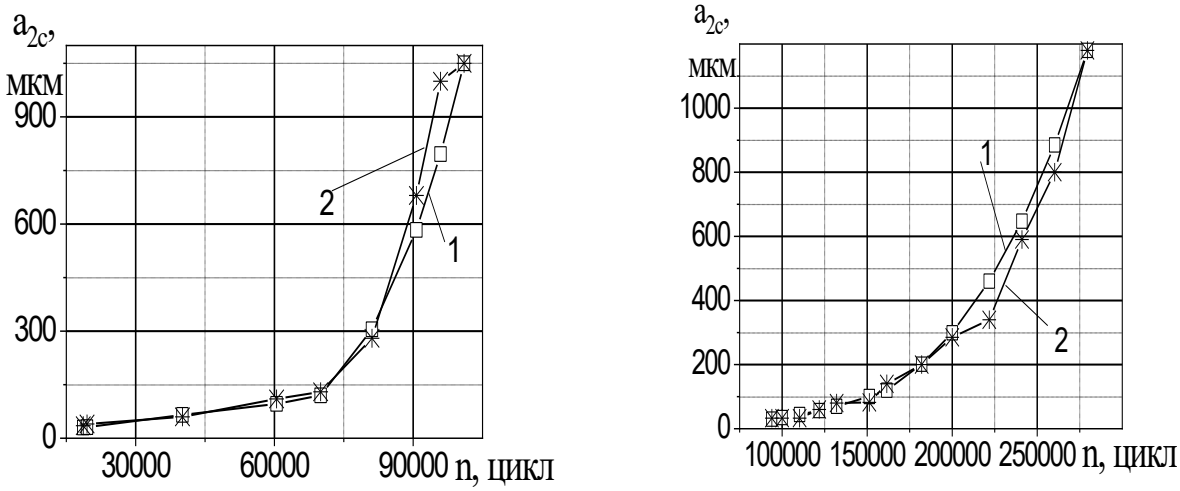
З урахуванням граничних умов остаточно одержано:

$$a_{2c} = a_d \cdot \left\{1 + \frac{N_{Fr} - n}{N - N_{Fr}} \cdot \left[1 - \left(\frac{a_f}{a_d}\right)^{\frac{1}{k}}\right]\right\}^k. \quad (3)$$

Як видно, для опису росту тріщини на першій і другій стадії необхідна інформація у вигляді параметрів кривої втоми матеріалу, лінії Френча, деякі характеристики мікроструктури та розмір тріщини при руйнуванні зразка.

Перевірка запропонованого розрахункового підходу виконана по експериментальним результатам роботи [5], у якій наведено необхідні дані з зародження і росту коротких тріщин втоми у сталі 42CrMo4. Лінія Френча побудована за методикою [4], в якій використовуються параметри кривої втоми. Прийняті для розрахунку розміри: a_d= 30 мкм, a_f = 1 мм, a_0= 6 мкм.

На рис. 1 наведено результати співставлення розрахункових і експериментальних значень розміру тріщини при циклічному напрацюванні у відповідності з залежністю (3).



а б

Рис. 1. Кінетика росту тріщини від a_{Fr} до a_f при $\boldsymbol{\sigma}_a$ = 348,44 МПа, N = 101000 цикл (а, б) і $\boldsymbol{\sigma}_a$ = 313,32 МПа, N = 279500 цикл: 1 – розрахунок; 2 – експеримент [5]

Як видно з наведених результатів, запропонований метод розрахунку кінетики росту короткої тріщини дає задовільний опис експериментальних даних з невеликими відхиленнями і може бути виконаний для різних рівней амплітуд напружень у області довговічностей багатоциклової втоми. Подібні результати можуть бути одержаними і для першої стадії росту тріщини за залежністю (1). Тут вони не наводяться, так як в [5] дані про ріст тріщини в межах одного зерна відсутні. З іншого боку такий опис має більш теоретичне значення з огляду на те, що при експлуатації конструкцій тріщини таких розмірів не фіксуються. Крім того, для практичного використання розрахункового відслідковування росту коротких тріщин важливо мати такий метод для випадку наявності концентратора напружень, у якому зазвичай зароджуються тріщини втоми в елементах конструкцій. Надалі дослідження будуть виконані у такому напрямку.

Література:

1. M. El Haddad., T.H. Topper, K.N. Smith, Prediction of non-propagating cracks. Eng. Fract. Mech., 1979, №11 (3). – P. 573–584.

2. S. Ishihara, A.J McEvily, Analysis of short fatigue crack growth in cast aluminum alloys. Int. Journ. Fatigue. V. 24, Issue 11, November 2002. – P. 1169-1174.

3. J. Maierhofer, R. Pippan, H.-P. Gänser, Modified NASGRO equation for physically short cracks. Int. Journ. Fatigue. V. 59, February 2014. – P. 200-207.

4. Г. В. Цибаньов. Розрахункове визначення лінії Френча (ЛФ) сталей з використанням експериментальних даних для побудови кривої втоми. Повідомлення 2. Конкретизація методу та оцінка похибок розрахунку. Пробл. міцності, №4, 2023. – С. 39-46.

5. J. Polak. Plastic strain-controlled short crack growth and fatigue life. Int. Journ. Fatigue, 27, 2005. – P. 1192–1201.

Чорноіваненко К.О., Мовчан О.В.
(УДУНТ, м. Дніпро)

ДОСЛІДЖЕННЯ КОРОЗІЙНОЇ СТІЙКОСТІ НАВУГЛЕЦЬОВАНОГО Fe-Cr-Ti СПЛАВУ

E-mail: ekatmovchan@gmail.com

Мікроструктура істотно впливає на корозійну стійкість сталі [1-3]. Це особливо стосується сталей з карбідним зміцненням. Так, із збільшенням площі карбідної фази швидкість корозії підвищується. Підвищення вмісту вуглецю в сталі також збільшує швидкість корозії. У зв'язку з цим, виник інтерес дослідити корозійну стійкість навуглецьованого сплаву Fe-2,8 % Cr-1,4 % Ti, зміцненого з поверхні карбідними волокнами.

Дослідний сплав Fe-2,8 % Cr-1,4 % Ti навуглецьовували за двома режимами – при температурах 950 і 1100 °С протягом 3 годин. Це було зроблено з метою одержання різних структур у дифузійному шарі. Чітко виражені колоніальні структури формувалися у процесі навуглецювання при температурі 1100 °С.

У зразках, які були навуглецьовані при температурі 950 °С, карбідна фаза формувалася у вигляді глобулів або трохи витягнутих вкраплень.

Проводили випробування на такі види корозії: атмосферну корозію – корозію в природній атмосфері повітря; міжкристалітну корозію – як одного з видів структурної корозії; газову корозію – окислення в атмосфері печі при температурі 1000 °С.

Атмосферна корозія. Більше 80 % всіх металоконструкцій експлуатується в атмосфері. Тому атмосферна корозія – найпоширеніший вид корозійного руйнування металів. Атмосферна корозія практично завжди протікає з кисневою деполяризацією. Починається вона з формування на поверхні спочатку мономолекулярного, а потім полімолекулярного адсорбційного шару кисню. На окремих ділянках цього шару з високою енергією зв'язку в процесі поверхневої дифузії утворюються молекулярні агрегати метал-кисень, які трансформуються в центри утворення оксиду. Для початкових стадій окислення характерно розвиток дискретних центрів кристалізації первинного оксиду. Число, розміри та поширення центрів утворення первинного оксиду залежать від режиму процесу, від складу та структури сталі. Процес утворення первинного оксиду, що починається з поверхні, поширюється вглиб або просувається суцільним фронтом, а частіше по каналах, якими є границі зерен, субзерен та міжфазні границі. Від учасників корозії можуть поширюватися крихкі тріщини, на дні яких локалізуються напруги, що розтягують, і відбувається крихке руйнування сталі.

Оцінка загальної корозійної стійкості зразків в атмосферних умовах проводилася на вигляд і по зміні маси з визначенням балу стійкості. Випробуванням піддавали по три зразки з різною структурою в навуглецьованому шарі.

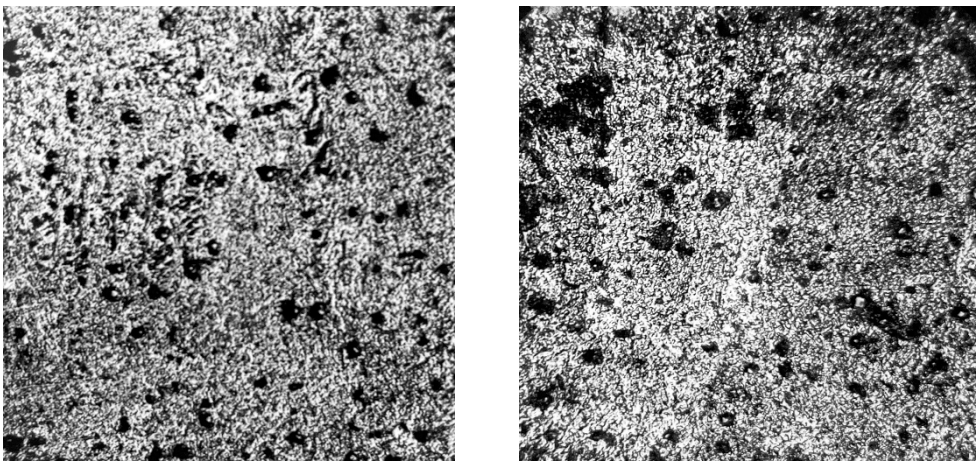
Виявлено, що досліджуваний Fe-2,8 % Cr-1,4 % Ti сплав після навуглецювання є корозійностійким в атмосферних умовах і має близьку до мінімальної для цього балу стійкості швидкість корозії. Впливу морфології карбідної складової в дифузійному шарі на загальну корозійну стійкість сплаву не виявлено.

Металографічні дослідження зразків показали, що механізм атмосферної корозії має осередковий характер. Дрібні окремі осередки проникають на незначну глибину.

Міжкристалітна корозія є одним із різновидів структурної корозії сплавів. При даному електродному потенціалі сплаву швидкості корозії структурних складових різні, причому має значення морфологія структурних складових та їх розташування (по тілу зерна або по границям зерен). Міжкристалітну корозію трактують як електрохімічний процес, зумовлений електрохімічною гетерогенністю між приграничними ділянками та обсягом зерен [4]. Зв'язки між зернами слабшають, агресивне середовище проникає вглиб металу, виникають тріщини, що призводять до руйнування. Однорідність структури сприяє підвищенню корозійної стійкості сталей [4].

При дослідженні схильності навуглецьованого дослідного сплаву до міжкристалітної корозії використовували метод анодного травлення зразків у водному розчині сірчаної кислоти. Дослідні зразки мали колоніальну структуру в дифузійному шарі і структуру з дисперсним розташуванням карбідів.

Після металографічного дослідження зразків встановили, що загальний характер впливу агресивного середовища можна віднести до точкової корозії, ніж до міжкристалітної (рис. 1). Причому структура з колоніальною будовою карбідної фази (рис. 1, а) виявилася більш стійкою до цього виду корозії.



а б

Рис. 1. Мікроструктура зразків дослідного сплаву після випробувань на міжкристалітну корозію: а – дифузійний шар з колоніальною структурою, б – дифузійний шар із глобулярними карбідами, х400

Газова корозія. Зразки сталей витримували в атмосфері печі при 1000 °С протягом 24 годин, періодично зважували через кожні 2 години. Знаючи приріст маси та площу досліджуваних зразків, розраховували корозію – питоме збільшення маси, мг/см^2.

Випробування показали, що рівень жаростійкості дослідного навуглецьованого сплаву Fe-Cr-Ti не залежить від морфології карбідної фази в дифузійному шарі. У початковий момент часу відбувається збільшення маси зразків, пов'язане з утворенням шару оксидів на поверхні. Після закінчення 2-х годин приріст маси починає падати, поступово стабілізуючись.

Таким чином, проведені випробування досліджуваного навуглецьованого Fe-Cr-Ti сплаву на атмосферну, міжкристалітну та газову корозію показали, що навуглецьований шар з колоніальною структурою в даному сплаві виявився стійким до зазначених видів корозії. Це, очевидно, пов'язано з тим, що кооперативний розпад $\alpha \rightarrow \gamma + К$ при навуглецюванні йде з утворенням карбіду TiC, який росте у вигляді стрижня, що займає мінімальний об'єм і пронизує зерна. Прикордонні виділення при кооперативному перетворенні відсутні. Титан зв'язує вуглець, що надходить ззовні, в стійкі карбіди TiC, що виключає можливість утворення карбідів хрому і зниження його концентрації в матриці. Отже, відсутність карбідних виділень по границях зерен аустенітно-карбідних колоній, а також рівномірність розподілу хрому в матриці дають можливість дослідному сплаву бути корозійностійким.

Література:

1. Clover, D., Kinsella, B., Pejcic, B. *et al.* The influence of microstructure on the corrosion rate of various carbon steels // J. Appl. Electrochem., 2005. vol. 35. P. 139–149. https://doi.org/10.1007/s10800-004-6207-7.

2. López D.A., Schreiner W.H., Sánchez S.R. de, Simison S.N. The influence of carbon steel microstructure on corrosion layers: An XPS and SEM characterization // Applied Surface Science, 2003. vol. 207, Iss. 1–4. P. 69-85. https://doi.org/10.1016/S0169-4332(02)01218-7

3. Alves, V., Brett, C. & Cavaleiro, A. Influence of heat treatment on the corrosion of high speed steel. J. Appl. Electrochem., 2001. vol. 31. P. 65–72. https://doi.org/10.1023/A:1004157623466

4. Marcus P. Corrosion mechanisms in theory and practice // Second Edition, Revised and Expanded. Marcel Dekker, Inc., 2002. 729 p.

Школяренко В.П., Дереча Д.О.
(ФТІМС НАН України, Київ)

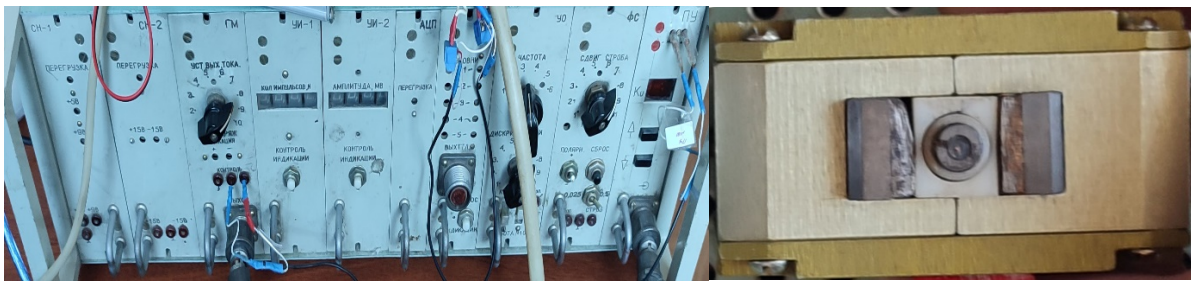
МАГНІТНІ ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВУ «МІДЬ-ЗАЛІЗО»

E-mail: hvp@ukr.net

Відомо, що зі збільшенням відсоткового вмісту заліза у міді змінюються магнітні властивості сплаву «мідь-залізо». Тому, у даній роботі запропоновано методику та результати досліджень магніто-акустичних властивостей сплаву «мідь-залізо».

Сплави «мідь-залізо», отримані різними способами лиття, мають різні фізичні властивості, від яких залежать технологічні та експлуатаційні характеристики матеріалів та виробів. Використовуючи лише один метод дослідження, неможливо отримати достатню кількість інформації для визначення доцільності використання матеріалу в заданих експлуатаційних умовах. Тому важливо отримувати дані про фізичні властивості та внутрішню структуру металів, використовуючи декілька методів аналізу. В продовження попередньо проведених досліджень сплаву «мідь-залізо» у даній роботі запропоновано методику та результати досліджень магніто-акустичних властивостей сплаву «мідь-залізо».

Магніто-акустичні вимірювання (шуми Баркгаузена) проводились на приладі АФШ (аналізатор феромагнітних шумів) датчиком підковоподібного типу з активною зоною 8 мм (рис. 1). Частота розгортки магнітного поля 30 Гц, напруженість магнітного поля 450 Е (0,045 Тл), підсилення сигналу з датчика 80 %. Запис даних проводився в автоматичному режимі на АЦП Holit ADA-1406. Час вимірювання в точці 10 с. Калібрування датчика проводилось на повітрі.



а б

Рис.1. Аналізатор феромагнітних шумів (а), датчик шумів (б)

Основна частина системи – датчик, який складається з двох обмоток – електромагніту, який забезпечує потрібне намагнічування досліджуваного зразка, і приймальної котушки, на якій наводиться імпульсна напруга, що відповідає шумам Баркгаузена. На електромагніт подається пилкоподібна напруга частотою декілька герц з генератора, що забезпечує лінійну зміну магнітного поля у заданому діапазоні. Ця напруга також подається на один з каналів АЦП 4 для оцифровування та подальшої обробки. Сигнал з приймальної котушки подається на підсилювач, з виходу якого він поступає на інший канал АЦП. У якості АЦП використовується модуль ADA-1406 Holit data systems, швидкий (до 350 кГц) 14-бітний 8 канальний АЦП з USB інтерфейсом. Оцифровані дані з обох каналів АЦП передаються за допомогою USB інтерфейсу на персональний комп’ютер, де обробляються програмним забезпеченням. Оцифрований сигнал від генератора використовується для визначення індукції магнітного поля у досліджуваному зразку. Сигнал з приймальної котушки складається з індукованого сигналу генератора – пилкоподібної напруги та шумів Баркгаузена, які мають характер шумів більш високої частоти. Генератор працює на частоті порядка одиниць Гц, частоти шумів Баркгаузена складають сотні та тисячі Гц. Для розділення сигналів використовується фільтр нижчих частот – усереднення у рухомому вікні. Ширина вікна N підбирається дослідним шляхом, так, щоб її було достатньо для згладжування шумів Баркгаузена, але при цьому не спотворювалася форма сигналу генератора. Для кожного відліку оцифрованого сигналу береться його окіл з N відліків, оскільки обробка відбувається не у реальному часі, а у записі, доцільно, щоб відлік *Xi* був центром вікна усереднення, згідно [1]:

$$X \geq \frac{1}{N}\sum_{i=1}^{N} Xi \qquad (1)$$

Отриманий усереднений сигнал <*X*>, віднімається від початкового сигналу *Xi*, різниця відповідає високочастотній складовій, тобто сигналу шумів Баркгаузена і розраховується за виразом [2]:

$$Yi = Xi - X. \qquad (2)$$

Інтенсивність шумів Баркгаузена залежить від швидкості зміни магнітного поля, яка в наших дослідах стала, оскільки використовується пилкоподібний струм для розгортки поля, та від величини самого поля намагнічування, яке пропорційно величині струму у котушці. Інтенсивність кожного окремого імпульсу шуму має випадковий характер, для отримання чисельної характеристики шуму треба зробити усереднення за певний проміжок часу. У наших дослідах для виміру інтенсивності використовувався розрахунок середньоквадратичного відхилення напруги шумів *Sy* за виразом (3), у певний проміжок часу – у рухомому вікні експериментально підібраної ширини N [3]:

$$Sy = \sqrt{\frac{1}{N(N-1)}\sum_{i=1}^{N} Xi} \qquad (3)$$

Отримуємо функцію, аргументом якої є напруженість магнітного поля *H*, а її значення – інтенсивність шумів Баркгаузена *Sy*. Напруженість поля пропорційна струму розгортки, який з генератора подається на електромагніт. У наших дослідах задіяно 2 канали АЦП модуля ADA-1406 – один безпосередньо вимірює струм у електромагніті і дає значення напруженості поля, другий вимірює сигнал на котушці датчика і, після описаних вище перетворень, дає значення інтенсивності шумів Баркгаузена.

За результатами проведених експериментів та отриманих результатів було побудовано графіки, по горизонтальній осі яких відкладено напруженість магнітного поля, по вертикальній – відповідна інтенсивність шумів Баркгаузена. Розподіл інтенсивності шумів Баркгаузена вздовж кривої намагнічування змінюється при зміні намагніченості, однорідності структури, дефектності та напруженого стану матеріалу і може слугувати для оцінки зміни його властивостей. На трьох зразках: стрічка після валкового лиття-прокатки та два типи зливків, рис. 2.

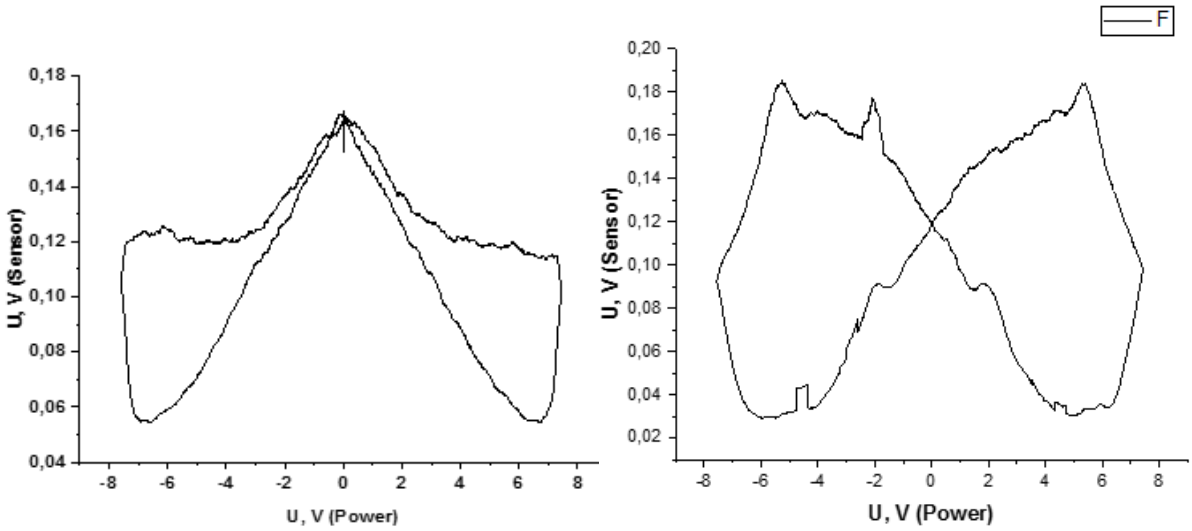


Рис. 2. Магніто-акустичний сигнал у сплаві «мідь-залізо» після прокатки

У сплаві «мідь-залізо» спостерігається три типові зони, рис. 3.

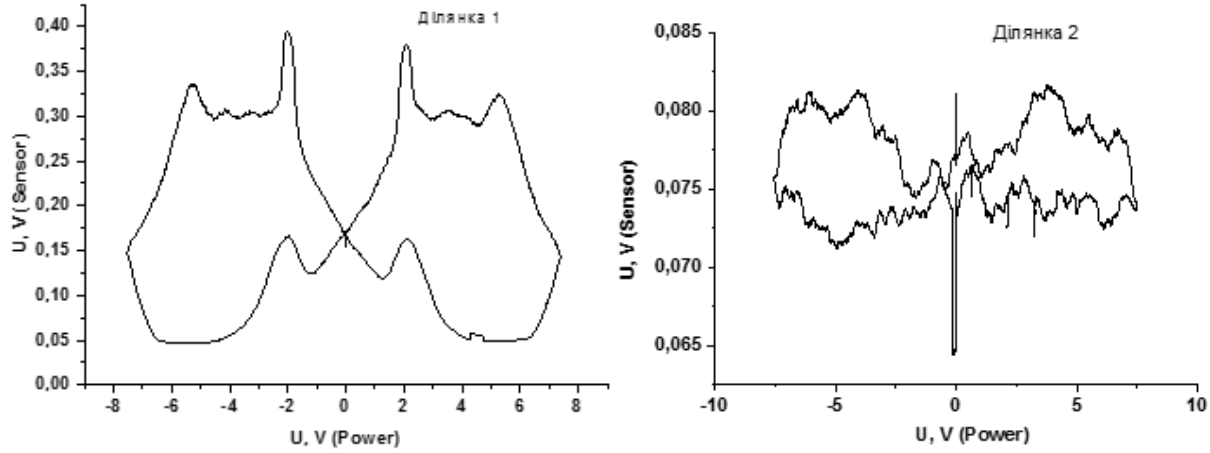


Рис. 3. Магніто-акустичний сигнал у виливку «мідь-залізо»

Ділянка 1 – сигнал слабкий, майже діамагнітний, уширення петлі та незначне спотворенняя форми вказує на незначну дефектність та наявність феромагнітних вкраплень. Ділянка 2 – висока інтенсивність сигналу вказує на значну кількість феромагнітної фази. Ділянка 3 – менша інтенсивність сигналу та значні спотворення – значна дефектність структури.

Література:

1. Barkhausen H. Zwei mit Hilfe der neuen Verstarker entdeckte Erscheinunften, «Physische Zeitschrift», 1919, Jg. 20, № 17.

2. Bozorth, Richard M. Ferromagnetism, first published 1951, reprinted 1993 by IEEE Press, New York as a «Classic Reissue», ISBN 0-7803-1032-2.

3. Bozort R. Ferromagnetism, 1956.– 784 p.

Школяренко В.П., Середенко О.В.
(ФТІМС НАН України, Київ)

ВИЗНАЧЕННЯ ТЕМПЕРАТУРИ ЛИТТЯ СПЛАВУ АМг6 ПІД ДІЄЮ ВІБРАЦІЇ ДЛЯ ФОРМУВАННЯ ОДНОРІДНОЇ СТРУКТУРИ

E-mail: hvp@ukr.net

Формоутворення однорідної структури литих заготовок із твердо-рідкого металу докорінно змінює традиційні уявлення про технологічні та службові характеристики ливарних алюмінієвих сплавів і вимагає подальшого удосконалення технологічних параметрів лиття. У даній роботі на основі експериментальних досліджень лиття деформованого сплаву АМг6 під дією вібрації було обґрунтовано раціональні температури лиття для формування однорідної структури.

Сплав АМг6 використовується у машино-, корабле-, ракетобудуванні, аерокосмічній техніці та електротехніці, харчовій промисловості, будівництві. З литих заготовок сплаву АМг6 виготовляється широкий сортамент продукції, у тому числі труби. Для цього матеріалу притаманно ефективне поєднання

механічних і спеціальних властивостей. Разом з цим основним недоліком його є схильність до формування неоднорідної структури, що не забезпечує стабільності властивостей виробів при експлуатації [1]. Фізико-механічні властивості сплавів системи Al-Mg залежать, зокрема, від ступеню пересичення твердого розчину Mg в Al, кількості, розміру і характеру розташування інтерметалідів у сплаві [2]. Підвищення властивостей досягається при застосуванні вібрації та термічної обробки [3]. Тривалість нагрівання литих заготовок при термічній обробці залежить від розміру фаз у сплаві і може бути скороченим до 25 % у разі меншого розміру структурних складових [4]. Сплав важко піддається термічному зміцненню, технологічний процес обробки литих заготівок з нього є складним [5]. Тому покращення властивостей сплаву АМг6 шляхом поєднання операцій вібрації та термічної є актуальним науково-технічним завданням. Вібрація як допоміжний фактор впливу на структуру ефективно вбудовується у ливарний технологічний процес. На даний час у світі активно вивчається вплив вібраційної обробки на розплав, що охолоджується і твердне у ливарній формі, для покращення його структури і властивостей з метою оптимізації комплексу параметрів ливарного процесу і вібраційного впливу [1-4].

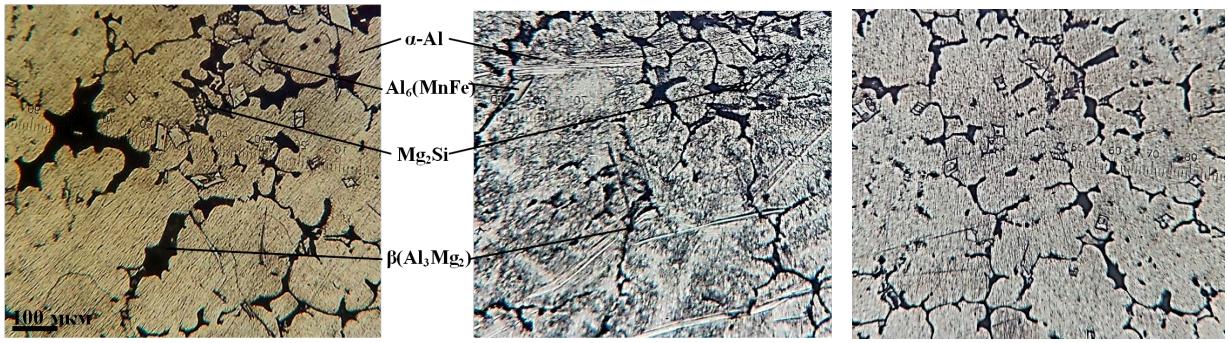
У якості матеріалу (шихти) для експериментальних досліджень використано сплав АМг6. У роботі використано методи світлової мікроскопії аналізу фаз зразків у литому стані сплаву АМг6 без і після вібраційної обробки травлених водним розчином HF та випробування на твердість згідно ДСТУ EN ISO 6506-1:2019. Метою даної роботи було дослідження впливу температури заливання розплаву і вібрації на розмір, морфологію і характер розташування фаз металу трубних заготовок зі сплаву АМг6.

Розплав заливався у ливарні форми, де охолоджувався і тверднув без вібрації та під дією вібраційного коливання з амплітудою 0,2 мм і частотою 60 Гц. Проведено наступні серії експериментів: 1 – температура заливання розплаву 750 °С, яка відповідала максимально допустимому перегріванню алюмінієвих сплавів, що деформуються [2], 2 – температура заливання 700 °С, яка відповідала мінімальному перегріванню розплаву при легуванні і рафінуванні [2], і 3 серія – із

застосуванням впливу вібрації на розплав при оптимізованій температурі заливання.

Основою сплаву є зерна α-твердого розчину магнію та марганцю в алюмінії. У сплаві була присутня фаза α + β(Al_3Mg_2). У ряді літературних джерел [1, 3] ця евтектика позначається як α + β(Al_3Mg_2), в термічно обробленому металі вона мала форму компактних вкраплень. Структура прутка АМг6, який був використаний у якості шихтового матеріалу, складалась із зерен α-твердого розчину Al і була типовою для металу, який пройшов термічну обробку і деформування. Середній розмір зерен шихтового прутка складав близько 60 мкм.

Структура литого сплаву АМг6, одержаного у 1 серії експериментів, виявилась неоднорідною за розмірами зерен основи сплаву та величиною і характером розташування вкраплень інших фаз. На рис. 1, а представлена структура сплаву, в якій середній розмір зерен основи складав 450 мкм, а на рис. 1, б – 700 мкм.

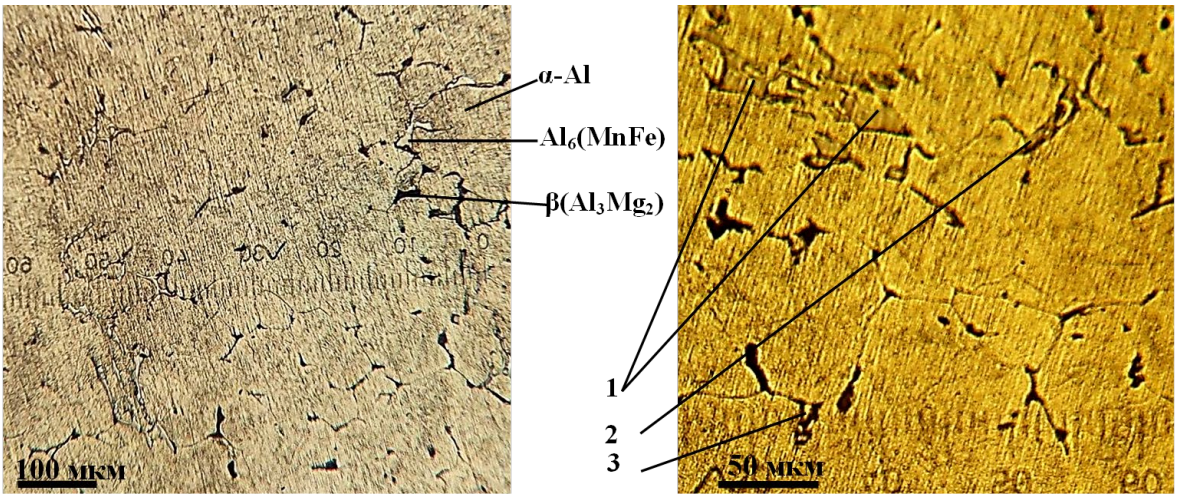


а б в

Рис. 1. Структура сплаву АМг6, отриманого у 1 серії експериментів: а – зона зі скупченнями фаз β(Al_3Mg_2) і Al_6(MnFe); б – зона з найбільшим середнім розміром зерна, збіднена на виділення других фаз; в – зона з рівномірним розподілом фаз

Слід відзначити неоднорідність розподілення фаз в об’ємі металу. Так, фаза β(Al_3Mg_2) утворювала скупчення (рис. 1, а), або була розосереджена у міжзеренному об’ємі (рис. 1, б). Кристали Al_6(MnFe) мали огранку та у значно більшій кількості (~10 разів) спостерігались у зоні, представленій на рис. 1, а, ніж у зоні рис. 1, б. Розмір кристалів Al_6(MnFe) відповідав діапазону 30…100 мкм при

переважній кількості вкраплень 100 мкм. Особливостей розподілу фази Mg_2Si, яка мала розгалужену форму, не зафіксовано. У сплаві також сформувались зони з рівномірним розподілом фаз. У таких зонах середній розмір зерна складав 550 мкм, кристалів $Al_6(MnFe)$ – 50 мкм, фаза $\beta(Al_3Mg_2)$ була рівномірно розосереджена і мала розміри до 4 разів менші, ніж у зонах, де вона утворювала скупчення (рис. 1, в, рис. 1, а). Розмір дендритів різних зон основи сплаву 1 серії експериментів був притаманний швидкості охолодження ~10^{-2}…10^{-1} К/с, за оціночними даними для сплавів алюмінію [3]. Порівняно з 1 серією, метал 2 серії експериментів характеризувався значно дрібнішими і рівномірно розподіленими структурними складовими, рис. 2.



а б

1 – вкраплення, що мали частини з огранкою, 2 – пластинчасте вкраплення, 3 – скупчення подрібнених пластинчастих вкраплень

Рис. 2. Структура сплаву АМг6 після 2 серії експериментів: а – фази в сплаві; б – трансформація морфології вкраплень $Al_6(MnFe)$ від форми з огранкою до пластинчастої

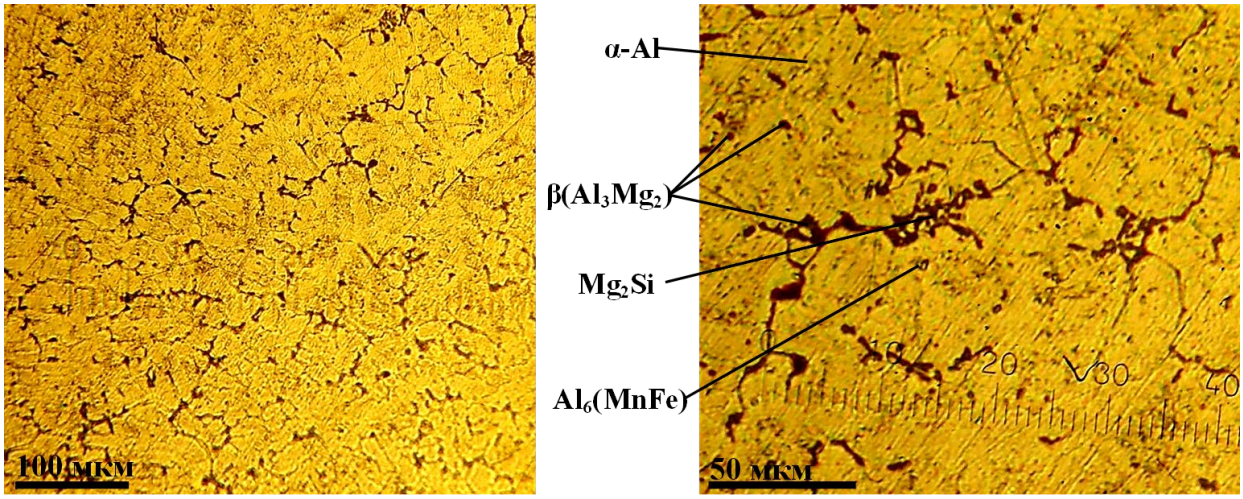
Середній розмір зерен α-твердого розчину Al зменшився до 100 мкм. Фаза $\beta(Al_3Mg_2)$ була розосереджена у міжзеренному об’ємі без утворення крупних скупчень. Сітка з даної фази стала переривчастою і потоншилась до 4 разів, розмір її скупчень скоротився у 2…10 разів. Зменшення кількості $\beta(Al_3Mg_2)$ фази, вірогідно, пов’язано зі збільшенням вмісту розчиненого Mg у зернах Al. Переважна

кількість вкраплень $Al_6(MnFe)$ набула пластинчастого вигляду (рис. 2, а, див. рис. 1).

На рис. 3, б відображено трансформацію морфології фази $Al_6(MnFe)$ від форми з огранкою до пластинчастої і утворення скупчення її дисперсних вкраплень з розміром ~10 мкм.

Таким чином, температура заливання розплаву 700 °С, є раціональною для отримання литих заготовок, ніж 750 °С, і була застосована у комплексі з вібраційною обробкою розплаву у 3 серії експериментів.

Під впливом вібрації у 3 серії експериментів (рис. 3) відбулась зміна у структурних складових сплаву АМг6 порівняно з попередніми зразками.



а б

Рис. 3. Структура сплаву, отриманого із застосуванням вібрації: а – зерна сплаву; б – фази сплаву

Середній розмір зерна сплаву зменшився до 60 мкм. Вкраплення $Al_6(MnFe)$ стали дрібними, аналогічно металу шихти, який проходив термічну і деформаційну обробку. Частина фази $\beta(Al_3Mg_2)$ розташовувалась у міжзеренному об'ємі у вигляді однорідної переривчастої сітки, а решта – як окремі округлі вкраплення розміром ~ 5 мкм у середині зерен. Вкраплення Mg_2Si мали форму, аналогічну плавці 1 при зменшенні розміру у 1,5 рази (рис. 3).

Таким чином, зниження температури заливання розплаву сприяло

подрібненню зерен сплаву, підвищенню однорідності структури виливка, подрібненню структурних складових і зміні морфології вкраплень інтерметалідів. Застосування вібраційного впливу на розплав, що охолоджувався і тверднув у ливарній формі у комплексі із вказаною температурою заливання розплаву, посилило тенденцію до подрібнення і розосередження фаз сплаву АМг6.

Дія низькочастотного вібраційного впливу при зміні величини і напрямку інерційних сил у об'ємі розплаву зумовлено перемішування металевої рідини у локальних зонах. Це сприяло більш однорідному розподілу компонентів у основі сплаву, внаслідок чого утворилось більше зародків твердої фази. Мікротечії поблизу вкраплень, що зростали, вірогідно, сприяли збільшенню кількості розчиненого Mg в основі сплаву. Зміни у морфології фаз при оптимізованій температурі заливання зумовили зростання твердості сплаву з НВ 604 МПа (1 серія експериментів, твердість нижча за НВ 650 МПа – сплаву АМг6 згідно діючого в Україні міждержавного ГОСТ 4784-97) до 662 МПа (2 серія експериментів). При застосуванні комплексу оптимальної температури заливання і вібраційного впливу морфологія, розмір, характер розташування фаз, а також вірогідне збільшення розчиненого Mg в Al призвело до зростання твердості сплаву до 717 МПа у 3 серії експериментів. Як відомо з [5], для сплавів алюмінію існує лінійний зв'язок міцності на розрив і твердості, тому можна очікувати, що міцність сплаву також зросла.

Таким чином встановлено, що раціональна температура заливання сплаву АМг6 становить 700 °С, у комплексі з низькочастотною вібрацією (амплітуда 0,2 мм, частота 60 Гц) у порівнянні зі сплавом, що не піддавався дії вібрації, призводить до формування більш однорідної структури сплаву із розміром зерен 60 мкм, до зміни морфології вкраплень інтерметалідів $Al_6(MnFe)$, зменшення їх розмірів у 10 разів та розосередженню в основі сплаву. Подібні зміни у структурі сплаву притаманні для металу, який піддають термічній обробці і деформації. Твердість сплаву НВ становила 717 МПа, що вище за аналогічну характеристику стандартного сплаву.

Література:

1. S. Kumar, D. Kumar, I. Singh and D. Rath. An insight into ultrasonic vibration assisted conventional manufacturing processes: A comprehensive review // Advances in Mechanical Engineering. – Vol. 14, Issue 6. – 2022. https://doi.org./10.1177/16878132221107812.

2. Оптимізація технологічних процесів лиття безшовних труб у кокіль гравітаційним методом / Школяренко В.П., Нурадинов А.С., Сіренко К.А. // Всеукраїнська науково-технічна конференція // Наука і Металургія. – Дніпро: ІЧМ НАН України, 2022. – С. 31-32. http://isi.gov.ua/wp-content/uploads/2022/11/%D0%9D%D0%9C_2022.pdf

3. А.С. Нурадинов, А.Г. Пригунова, В.Ю. Шейгам, А.Г. Вернидуб, И.А. Нурадинов. Фізичні методи керування формуванням структури металів // Метал та лиття України, 2020. №2. – С. 41-48.

4. Інноваційні шляхи керування процесом формування кристалічної будови металевих сплавів / А.С. Нурадінов, О.В. Ноговіцин, І.А. Нурадінов, Н.Ф. Зубеніна, К.А. Сіренко // Наука та інновації. 2020. Т. 16, № 4. – С. 71-77. http://dspace.nbuv.gov.ua/bitstream/handle/123456789/184863/10-Nuradinov.pdf?

5. Нурадинов А.С. Подрібнення структури сплаву, що затвердіває, в умовах низькочастотної вібрації // Процеси лиття, 2008, №4. – С.49-55.

Школяренко В.П., Середенко О.В.
(ФТІМС НАН України, Київ)

СТРУКТУРИ СПЛАВУ «МІДЬ-ЗАЛІЗО», РОЗЛИТОГО З МЕХАНІЧНИМ ПЕРЕМІШУВАННЯМ РОЗПЛАВУ У ТИГЛІ ІНДУКЦІЙНОЇ ПЕЧІ

E-mail: hvp@ukr.net

Робота присвячена дослідженню проблеми механічного перемішування сплаву «мідь-залізо» та аналізу однорідності структури сплаву, отриманого при механічному перемішуванні розплаву в тиглі індукційної печі перед розливанням та різкою кристалізацією.

Розвиток техніки потребує покращення властивостей функціональних матеріалів. Сплави системи Cu-Fe активно досліджуються в розвинених країнах з використанням нових технологічних підходів і найсучаснішого обладнання. Система Cu-Fe, згідно даних комп'ютерного моделювання і теоретичного аналізу, проведеного групою дослідників з Мічиганського університету, є вельми перспективною. Зокрема, спеціальні мідні сплави, що покликані забезпечити одночасно високі тепло- і електропровідність, міцність, твердість та зносостійкість, не відповідають сучасним вимогам, особливо в умовах роботи при підвищених температурах. Тому проблема поліпшення і збалансування комплексу властивостей таких матеріалів є актуальною.

У якості матеріалу використано Cu високої чистоти (99,99 %) і армко залізо. Методи дослідження включали: оптичну мікроскопію та аналіз отриманих результатів.

У результаті проведених експериментальних досліджень встановлено, що в умовах виплавки в індукційній тигельній печі бінарного сплаву на основі Cu з добавкою 1 % мас. Fe при ламінарному режимі течії розплаву в ньому (період до 30 с після введення в рідку мідь з температурою 1448 K добавки Fe циліндричної форми з температурою 293 K) виникали декілька рідких фаз, які мали чіткі міжфазні границі.

Визначено, що процес розчинення Fe відбувався у змішаному режимі, причому кінетичне і дифузійне розчинення відбувались паралельно. Одразу на початку взаємодії Fe з Cu починалось руйнування пограничного шару добавки, вірогідно, за рахунок інтенсивного перегрівання тонкого зовнішнього шару феромагнітного тіла добавки індукованими в ній електрострумами високої частоти як прояв поверхневого ефекту (скін-ефекту). Цей процес після переходу добавки у парамагнітний стан після нагрівання вище точки Кюрі тривав, але з меншою інтенсивністю через збільшення глибини проникнення електромагнітного поля у поверхневий шар добавки, що призвело до зменшення величини виділеної питомої потужності електромагнітного поля в металі. Встановлено, що всі зафіксовані в пробах по ходу плавки фази, що утворились у процесі взаємодії Cu з Fe, збереглись

у зливку, отриманому після заливання всієї маси плавки (0,8 кг) у ливарну форму через 30 хв після введення Fe.

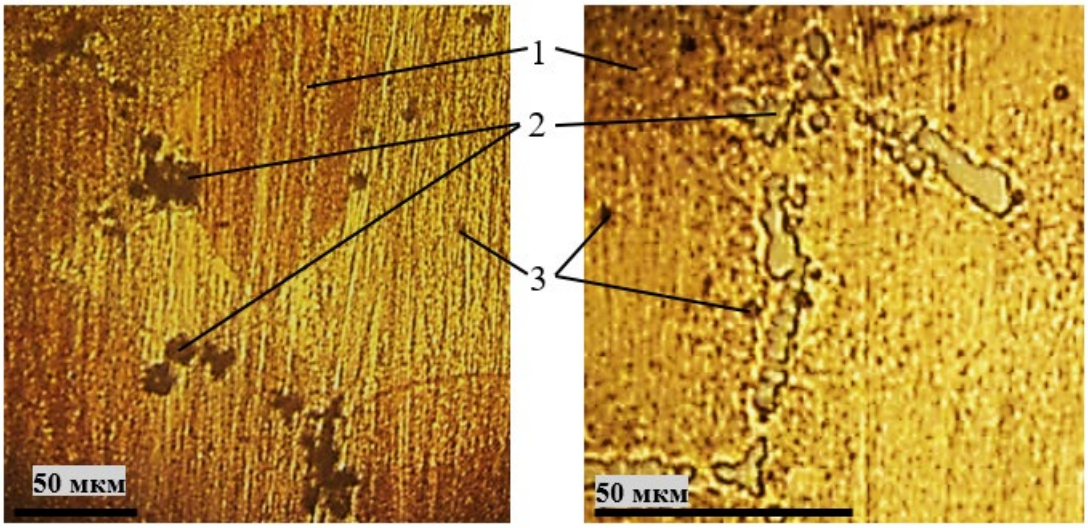
Виявлено, що підняття температури розплаву до 1643 К інтенсифікувало розчинення відокремлених рідких об'ємів в основі сплаву і насичення розплаву киснем. Тому для створення умов формування мікроемульсії, запобігання насичення основи сплаву атомами добавки і киснем найбільш сприятливим діапазоном температур ведення плавки є температури 1523…1623 К при визначенні оптимального рівня інтенсивності перемішування розплаву.

На основі отриманих даних було проведено 2 серії експериментів зі сплавом міді з підвищеним вмістом заліза – 4,8 % при застосуванні перегрівання над лінією ліквідус 280 К (1 серія) і 120 К (2 серія). Перше перегрівання на 280 К здійснювалось до температури, близької до температури плавлення заліза на сплаві з додаванням армко-заліза. Друге перегрівання – на 120 К вище температури ліквідус сплаву з додавання карбонільного заліза, було близьким до температури пласкої ділянки S-подібного ліквідусу системи мідь – залізо. Таким чином, розплав перебував у двох різноманітних мікронеоднорідних станах.

Згідно розрахунку, швидкість охолодження сплаву була у випадку першого перегрівання 1,1 К/с, другого – 3,3 К/с. У структурі металу, який пройшов витримку при перегріванні 280 К, спостерігались подовжені зерна з середнім розміром 150 мкм, виявлення яких потребувало посиленого травлення, а також 2 типи вкраплень (рис. 1). Вкраплення 1 типу були розгалуженими дендритами, цілісними та фрагментованими.

Також були присутні дрібніші вкраплення розміром 3…6 мкм округлої форми, що утворювали у сплаві мікросуспензію (рис. 1). Дендритні вкраплення всіх типів форм розташовувались переважно по границям зерен сплаву. Суспензійні вкраплення – як в об'ємі, так і по границях зерен. Ці вкраплення відрізнялись між собою не тільки за розміром, формою і розташуванням по відношенню до зерен сплаву, а й кольором при травленні. Суспензійні вкраплення набували темнішого забарвлення, ніж дендрити, при застосуванні певного реактиву, що могло бути пов'язано з більшим вмістом у них міді (рис. 1, б).

Посиленим травленням у зернах сплаву було виявлено локалізовані навколо дендритів неоднорідності, які відрізнялись розміром і забарвленням, а навколо суспензійних вкраплень основа сплаву виглядала однорідною (рис. 1, а).



а б

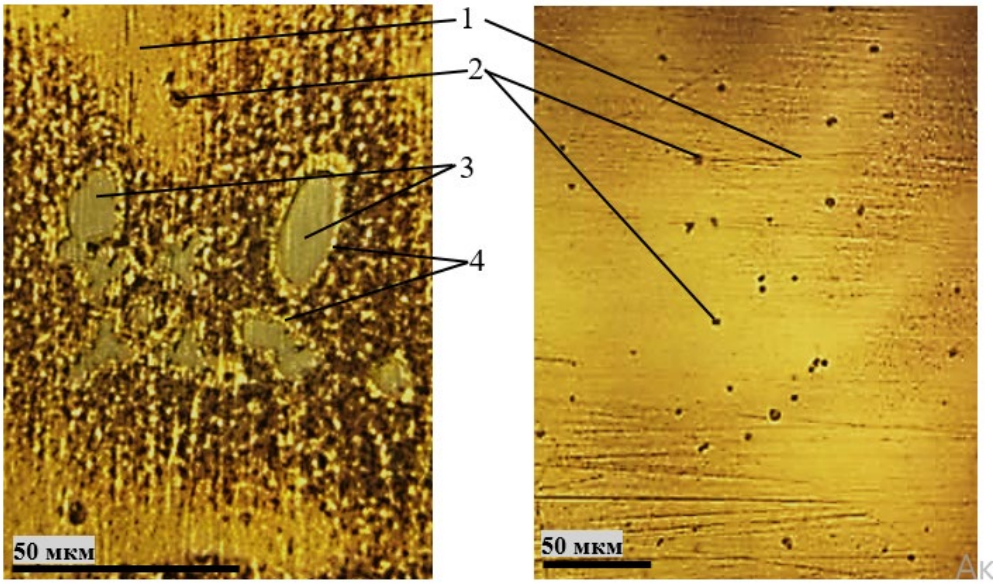
1 – зерна основи сплаву, 2 – дендритні вкраплення, 3 – вкраплення мікросуспензії

Рис. 1. Зерна і вкраплення в структурі сплаву Cu-4,8 % Fe, перегрітого на 280 К над лінією ліквідус: а – зерна і характерне розташування вкраплень у структурі сплаву (травлено реактивом № 1); б – різне забарвлення дендритних і суспензійних вкраплень (травлено)

Зниження перегрівання розплаву призвело до зменшення розмірів дендритів і суспензійних вкраплень, збільшення кількості вкраплень мікросуспензії при відповідному зменшенні кількості дендритів (~ в 2 рази) – рис. 2. Дендрити стали переважно компактними на відміну тих, що сформувались при більшому перегріванні.

Вірогідно, зменшення розміру дендритів і вкраплень суспензії відбулось через зростання швидкості охолодження при заливанні розплаву з меншою температурою, а також згідно даним [1] зниження часу перебування розплаву в рідкому стані при охолодженні зменшує час, за який вкраплення має змогу

зростати. Збільшення кількості вкраплень, вірогідно, обумовлено посиленням мікронеоднорідності розплаву і збереженням такого стану у твердому металі, як було вказано авторами [2].



а б

1 – основа сплаву, 2 – вкраплення мікросуспензії, 3 – дендрити, 4 – концентраційні неоднорідності в основі сплаву навколо дендритів

Рис. 2. Особливості неоднорідностей сплаву міді з армко-залізом, перегрітого на 280 К над лінією ліквідус поблизу вкраплень (посилене травлення): а – неоднорідності навколо дендритних вкраплень; б – суспензійні вкраплення в однорідній основі сплаву

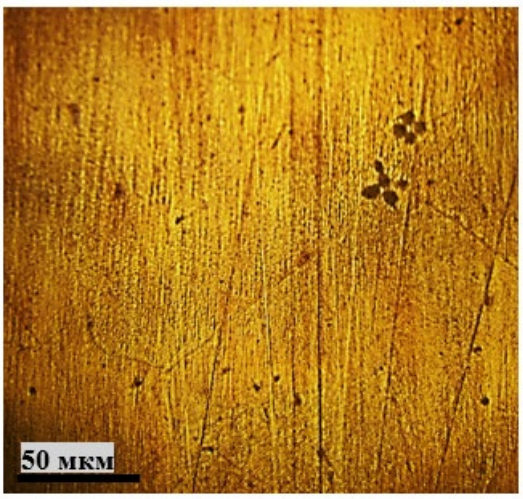


Рис. 3. Вкраплення у сплаві міді з армко-залізом, перегрітому на 120 К над лінією ліквідус (травлено)

Таким чином, для отримання більшої кількості суспензійних вкраплень у сплаві міді з 4,8 % армко-заліза, необхідно проводити обробку розплаву при невисокому перегріванні над температурою ліквідус. З урахуванням отриманого результату, дослідження впливу добавки вуглецю на формування структури з дисперсними вкрапленнями, проводилось на сплаві міді з додаванням карбонільного заліза при перегріванні розплаву на 120 K над лінією ліквідус. Збільшення кількості вуглецю у добавці карбонільного заліза (з 0,02 до 1,20 %) в комплексі з невисоким перегріванням розплаву дало змогу підвищити у сплаві кількість суспензійних вкраплень (до 2,5 разів більше, ніж у сплаві з армко-залізом при застосуванні аналогічного перегрівання) – рис. 4.

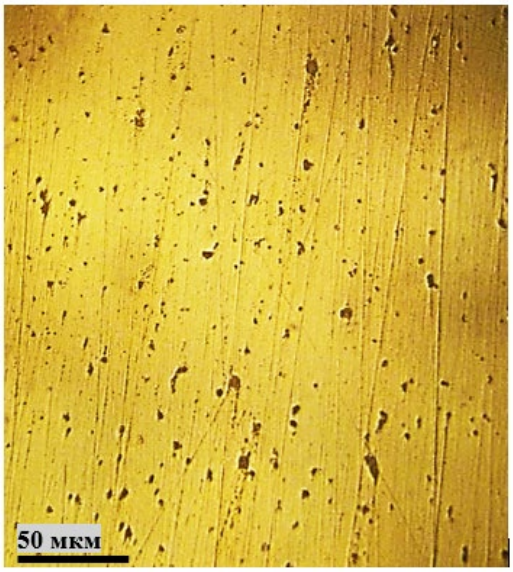


Рис. 4. Вкраплення мікросуспензії у сплаві міді з 4,8 % карбонільного заліза, перегрітому на 120 K над лінією ліквідус (травлено)

Наявність за вкрапленнями слідів, що утворились на базі карбонільного заліза у вигляді «хвостів», які не спостерігались у випадку застосування армко-заліза може бути пов’язано з більшою твердістю вкраплень.

Висновки:

– дія високочастотного електромагнітного поля індуктора на розплав при введенні в нього добавки при плавленні в ІТП дає змогу впливати на

мікронеоднорідний стан металу, що відображалось на підвищенні кількості фрагментованих дендритів, їх подрібненні та збільшенні числа вкраплень суспензії;

– перегрівання розплаву з вмістом добавки заліза 4,8 % на 280 та 120 К над температурою ліквідус забезпечує мікронеоднорідний стан розплаву, що дає змогу отримати в структурі литого металу вкраплення дендритної форми та мікросуспензію (3 – 6 мкм) при повільному охолоджені розплаву зі швидкістю порядку $1 \cdot 10^{-1}$ К/с;

– низьке перегрівання розплаву над температурою ліквідус (120 К) в комплексі зі збільшеним вмістом вуглецю в сплаві (1,2 %) та повільним охолодженням призводить до збільшення кількості вкраплень суспензії і відповідному зменшенню вкраплень небажаної морфології – дендритів (з розмірами > 10 мкм);

– зростання вмісту вуглецю у складі добавки з 0,02 до 1,2 % призводить до збільшення кількості вкраплень мікросуспензії в 4 рази.

Література:

1. J. Zhang, X. Cui, Y. Wang. Liquid phase separation in immiscible Cu-Fe alloys // International Journal of Cast Metals Research. – Vol. 31, Issure 2. – 2018. – P. 87-92.

2. Е.А. Марковский, Е.В. Міхнян, Ю.Г. Квасницька, В.М. Симановский, Г.Ф. Мельница. Дослідження впливу температурно-часової обробки жароміцного сплаву ЧС70 з його властивості // Процеси лиття. – 2011. – №1. – С. 51 – 55.

Школяренко В.П., Середенко О.В.
(ФТІМС НАН України, Київ)

РАЦІОНАЛЬНІ ТЕХНОЛОГІЧНІ РЕЖИМИ ПЛАВКИ СПЛАВУ «МІДЬ-ЗАЛІЗО»

E-mail: hvp@ukr.net

Відомо, що від вибору технологічних режимів плавки будуть залежати технологічні та експлуатаційні характеристики отриманих виливків. Тому дана робота присвячена обґрунтуванню раціональних технологічних режимів плавки сплаву «мідь-залізо».

Загальновідомо, що обґрунтування раціональних технологічних режимів плавок було і залишається актуальним науковим завданням у ливарному виробництві. Дана робота присвячена обґрунтуванню раціонального технологічного режиму плавки сплаву «мідь-залізо» з використанням механічного, магнітного, електромагнітного перемішування розплаву, температурних, швидкісних та часових режимів валкового лиття-прокатки.

У якості матеріалу використано Cu високої чистоти (99,99 %) і армко залізо. Методи дослідження включали: оптичну мікроскопію та статистичний аналіз отриманих результатів.

На основі комплексу досліджень вивчено та узагальнено особливості початкового періоду взаємодії добавки (1 % мас.) заліза з мідним розплавом при індукційній плавці. Встановлено вплив характеристик добавки відносно рідкої міді (структури, температурних залежностей щільності, питомого електроопору, магнітної проникності) на початковому етапі її розчинення при плавці в печі з графітовим тиглем і ламінарному русі розплаву та рівномірному підйомі температури від 1,07 до 1,29 температури плавлення міді. Встановлено, що за перші 30 с контакту добавки (маса 8 г, температура 293 К) з рідкою (1448 К) міддю виникли рідкі фази, які не змішувалися з нею та збереглись до кінця (30 хв) плавки. Розчинення Fe відбувалось як у кінетичному режимі, так і в дифузійному. Одразу після контакту Fe з Cu теплопередачею від розплаву і дією високочастотного (44 кГц) електромагнітного поля нагрівався дуже тонкий (до $5 \cdot 10^{-5}$ м) поверхневий

шар феромагнітного заліза. Перегрівання вище точки Кюрі зменшувало інтенсивність впливу поля на поверхневий шар, але концентрована дія поля підтримувалась розвитком електровихрових течій біля поверхні добавки. Підняття температури до 1643 К інтенсифікувало розчинення та розповсюдження рідких і твердих мікрооб'ємів у розплаві і насичення його киснем. Згідно отриманих результатів, сприятливим діапазоном плавки є 1523…1623 К при визначенні оптимального перемішування розплаву. Формування мікроемульсованих, суспензійних або біметалевих структур може реалізуватися у зливках спеціальними технологічними прийомами.

На основі проведених досліджень впливу підвищеної концентрації заліза (до 20 %), зроблено висновок про необхідність кардинальної зміни технологічного процесу виплавки високолегованих сплавів. Для запобігання неконтрольованої взаємодії заліза з вуглецем тиглю при виплавці сплаву з 10 % заліза, замість графітового застосовано тигель з карбіду кремнію, а при 20 % – алундовий. Враховано, що процес змішування (розчинення) заліза в рідкій міді супроводжується ендотермічним ефектом особливо у зоні концентрацій плаского ходу ліквідусу сплаву Cu-Fe, а питома потужність електроенергії переважно передавалась об'єму рідкого заліза завдяки його більшому питомому електроопору, ніж у міді (у 30 разів більше, ніж у твердої міді та у 5 разів при її рідкому стані). Такі співвідношення питомих електроопорів викликали інтенсивні електровихрові (при взаємодії електроструму з власним електромагнітним полем) та магнітогідродинамічні (обумовлені взаємодією електроструму з магнітним полем індуктора) течії, що турбулізувало розплав безпосередньо у пограничному шарі рідкого металу, який оточував добавку міді. Це інтенсифікувало процеси тепломасообміну в системі добавка – розплав. На цих особливостях засновано технологічний прийом переходу на першочергове розплавлення заліза в індукційній тигельній печі при виплавленні сплавів з його підвищеним вмістом. Тому проводилось першочергове розплавлення заліза з поступовим насиченням розплаву міддю невеликими твердими добавками при незначному перегріванні розплаву над температурою ліквідусу (до 25 К) і русі металу в ламінарному режимі

в об’ємі тигля і турбулізованому безпосередньо біля добавки.

З метою досягнення сталого розшарування рідких фаз при виплавленні мідного сплаву з 20 % мас. Fe у склад залізної шихти було додано 0,2 % вуглецю за рахунок застосування сталі. Процес сплавлення компонентів було узгоджено з особистостями діаграм стану Cu-Fe та Cu-Fe-C у зоні низьких концентрацій С. Це забезпечило його постійне перебування у стані передрозшарування (зародки емульсії, які безперервно зароджувались і розчинялись), що притаманно розплавам Cu-Fe. В шарах розплаву, які оточували добавки міді у процесі їх розчинення, підвищувався вміст Cu і вони за концентрацією входили у зону розшарування системи Cu-Fe, легованою С. Там відбувалось спонтанне емульгування і набуття сталої структури дисперсними фазами. При їх подальшому переході в зону змішування успадкована сталість структури затримувала процес розчинення глобуляризованих утворень. Охолодження металевої рідини супроводжувалось конкуренцією процесів глобуляризації і утворення дендритів. Це проявилось у розмірах об’ємів розплаву, які характеризувались перевагою одного з типів фаз або їх паритетом у залежності від температурно-концентраційних та часових умов, а також особливостей їх виникнення і розвитку. В структурі отриманого безперервним розливанням у валковий кристалізатор (швидкість охолодження ~1000 К/с) стрічки виявлено 19 типів глобуляризованих утворень (0,2…250 мкм), три з яких (0,2…1,0 мкм) представляли заморожені мікроемульсії.

При узагальненні результатів досліджень морфології зерен у сплавах системи мідь-залізо (Fe 0,7…20 %), охолоджених у діапазоні швидкостей $1{,}0\cdot10^{0}…2{,}5\cdot10^{5}$ К/с у різних умовах тепловідведення виявлено, що відбувалась відповідна зміна співвідношення довжини зерна до його ширини (l/b) від значень 1,1 до 9,0. Зерна, що мали подовжену форму (l/b = 2) формувались в умовах охолодження виливків з циліндричною боковою поверхнею, які моделювали процес безперервного лиття циліндричних заготовок і охолоджувались зі швидкістю $V = 1{,}0\cdot10^{0}…1{,}5\cdot10^{1}$ К/с. Охолодження безперервнолитої стрічки в умовах відведення тепла з двох поверхонь при валковому розливанні ($V = 1{,}0\cdot10^{3}$ К/с) та пласких часток, що утворювались Із краплі розплаву при її

розтіканні по металевій підкладці, яка забезпечувала переважне відведення тепла у напрямку однієї поверхні частинки зі швидкістю $1{,}0\cdot10^4\ldots2{,}0\cdot10^4$ К/с призводило до формування у структурі компактних зерен з $l/b = (1{,}1\ldots1{,}3)$. Підвищення швидкості охолодження пласких частинок на підкладці до $3{,}0\cdot10^4\ldots2{,}5\cdot10^5$ К/с дало в їх структурі стовпчасті зерна, спрямовані поперек частинки зі співвідношенням $l/b = (2{,}5\ldots9{,}0)$. Безперервнолитий біметалевий стрижень зі структурою мідного осердя у залізній оболонці, в середині осердя якого метал охолоджувався зі швидкістю $\sim1{,}0\cdot10^{-1}$ К/с характеризувався зернами, спрямованими вздовж його вісі зі стовпчастою морфологією при $l/b = 5$.

При валковому розливанні-прокатці в зоні накопичення рідкого металу у міжвалковому просторі кутового двовалкового кристалізатора при вертикальній подачі металу в цю зону, генерується турбулентна течія розплаву. Турбулізований розплав поступає в міжвалковий зазор, де формується стрічка в умовах високої швидкості охолодження, яка фіксує турбулентний характер стану металу, що твердне. В окремих зонах міжвалкового простору формуються застійні зони. Турбулентно-кінетична в'язкість, а також турбулентно-кінетична енергія і швидкість її дисипації мають найбільше значення в кінцевій зоні простору і його центральній зоні, а в застійних зонах вони значно нижчі. Як відомо, зовнішнє постійне магнітне поле перерозподіляє кінетичну енергію турбулізованого потоку між зонами інтенсивної і зменшеної турбулентності, що призводить до зближення рівнів турбулентності. З урахуванням такої дії постійного магнітного поля в проведених експериментах завдяки вертикальному введенню струменя розплаву Cu-Fe в металеву форму і накладання на розплав в ній горизонтального постійного магнітного поля змодельована турбулентна ситуація у міжвалковому просторі в разі накладання постійного магнітного поля з припущенням відсутності транзитної течії. Магнітогідродинамічна дія (МГД) на розплав, що рухається, передусім зумовлена силовою дією, яка виникає при перетинанні потоком горизонтально спрямованих силових ліній постійного магнітного поля. Стан металу, що рухається, визначено за критерієм Рейнольдса (*Re*) – співвідношенням сил інерції та в'язкості. Його максимальне значення в проведених експериментах складало

$8{,}0\cdot10^4$ (початок заливання) та $1{,}6\cdot10^4$ (кінець заливання), що відповідало вираженому турбулентному стану розплаву у міжвалковому просторі.

Заливання металу з високою швидкістю при турбулентному режимі течії викликало велику питому потужність перемішування розплаву під час всього періоду заповнення форм. Дія магнітного поля на розплав у ливарних формах характеризувалась значеннями чисел подібності Гартмана – (*Ha* – відношення електромагнітної сили до сили в'язкості), магнітогідродинамічної взаємодії (*N* – співвідношення електромагнітних та інерційних сил), Альфвена – (*Al* – співвідношення магнітної і кінетичної енергії), магнітного числа Прандтля – Pr_m, що характеризує співвідношення дисипації електромагнітної енергії до дисипації механічної енергії (за рахунок в'язкості). Ефект локальної дії магнітного поля на характер руху розплаву (пригнічення тривимірних турбулентних вихрів у рідині і перетворення їх у двовимірні) визначався за величиною безрозмірного комплексу *Ha/Re*. Для металу, що заливався в ливарні форми, по-різному розміщені по відношенню до постійного магніту, значення чисел *Ha, N, Al,* Pr_m та *Ha/Re* були відповідно: в зазорі магніту – $Ha = 336$; $N = 0{,}61$ (початок заповнення форми) та $N = 3{,}1$ (закінчення заповнення форми); $Al = 2{,}9$ (початок заповнення форми) та $Al = 67{,}9$ (закінчення заповнення форми); $Pr_m = 1{,}3\cdot10^{-5}$, $Ha/Re = 4{,}2\cdot10^{-3}$ (початок заповнення форми) та $Ha/Re = 4{,}0\cdot10^{-3}$ (закінчення заповнення форми); на відстані від магніту – $Ha = 134$; $N = 0{,}1$ (початок заповнення форми) та $N = 0{,}5$ (закінчення заповнення форми); $Al = 0{,}47$ (початок заповнення форми) та $Al = 11{,}0$ (закінчення заповнення форми); $Pr_m = 1{,}3\cdot10^{-5}$, $Ha/Re = 1{,}68\cdot10^{-3}$ (початок заповнення форми) та $Ha/Re = 8{,}4\cdot10^{-3}$ (закінчення заповнення форми).

В зазорі постійного магніту та на відстані від нього високі значення числа Гартмана ($Ha >> 1$) свідчать про те, що постійне магнітне поле пригнічувало турбулентні пульсації швидкості, перпендикулярні його силовим лініям. Ступінь впливу магнітного поля на турбулентність потоку та його ламінарізацію, виражена комплексом *Ha/Re*, показала, що у зазорі магніту його значення перевищувало критичне ($4{,}0\cdot10^{-3}$). Це вказувало на виражене пригнічення полем тривимірних турбулентних вихорів і перетворення їх на двовимірні та ламінарізацію потоку на

всьому етапі заповнення порожнини ливарної форми. На відстані від магніту, де дія постійного поля була послаблена, значення комплексу *Ha/Re* на початковому етапі заповнення ливарної форми було $< 4{,}0 \cdot 10^{-3}$, і постійне магнітне поле майже не впливало на турбулентні вихри. При переході до кінцевого етапу заповнення форми значення комплексу *Ha/Re* відповідало умові ($> 4{,}0 \cdot 10^{-3}$) спроможності поля до перебудови турбулентних вихрів у потоці розплаву і його ламінарізацію. Значення параметру магнітогідродинамічної взаємодії для обох типів розташування ливарних форм відносно магніту відповідало умові $N < 1$, і вказувало на перевагу інерційних сил над електромагнітними. Тому силова дія магнітного поля на течію розплаву була недостатня для сплощення епюри швидкостей потоку.

У разі заповнення ливарної форми, розташованої між полюсами постійного магніту, величина числа *Al* перевищувала 1. Таким чином постійне магнітне поле впливало на об’єм розплаву в цілому, пригнічуючи найбільш інтенсивну турбулентність, яка виникала у його локальних об’ємах, сприяючи стабільності потоку розплаву протягом всього періоду заповнення ливарної форми. Для випадку заповнення ливарної форми, розташованої на відстані від постійного магніту, на початковому етапі заливання питома магнітна енергія, уведена у розплав, була менша за питому кінетичну енергію його руху. На цьому етапі величина числа *Al* була менша за 1 та потужності магнітного поля було достатньо лише для впливу на окремі локальні об’єми у розплаві з найбільшою швидкістю переміщення (локальні пульсації у розплаві). Наприкінці заливання ситуація у розплаві, що піддавався дії постійного магнітного поля, була аналогічна тій, яка реалізована при русі розплаву у формі між полюсами магніту.

Отримані при заливанні у магнітному полі значення магнітного числа Прандтля вказують на те, що джоулеве тепло, яке виділяється за рахунок магнітної в’язкості, значно менше, ніж теплота, утворювана за рахунок в’язкого тертя у розплаві, що рухається перетинаючи силові лінії магнітного поля. Таким чином у постійному магнітному полі ефект нагрівання розплаву, що рухався, був нікчемним. Встановлено, що при обробленні постійним магнітним полем збільшується однорідність структури і знижується розмір структурних складових

сплаву.

Визначена можливість виникнення оболонкових форм у сплавах Cu-Fe при малій концентрації заліза (0,75 % мас.) у зразках в умовах швидкісного охолодження розплаву (~$1 \cdot 10^5$ К/с) і у макрозразках при низькій швидкості охолодження (~$1 \cdot 10^1$ К/с). Отримано мідний стрижень (діаметр 7…10^{-3} м, довжина 6 м) у залізній оболонці зі сплаву Cu – 10 % мас. Fe в процесах високочастотної індукційної плавки і безперервної розливки. В результаті по довжині стрижня виникли дві ділянки з різною формою оболонки. На першій ділянці (довжина ~ 3 м) оболонка від трьохшарової (залізний шар, середній та внутрішній з наростаючим вмістом розчиненої міді) будови товщиною ~ 500 мкм перейшла в одношарову залізну з товщиною 10 мкм. Наступна ділянка, розповсюджена до кінця стрижня, з острівковою оболонкою товщиною ~ 5 мкм на початку і ~ 3 мкм на кінці з окремими компактними утвореннями товщиною до 50 мкм. Шар осердя, що прилягав до оболонки першої ділянки, складався з дрібних (3 мкм) кристалів міді і її розчину в залізі та мав товщину ~ 65 мкм. На другій ділянці такий шар в осерді був відсутній. Осердя на обох ділянках складалось із дендритів, орієнтованих вздовж вісі стрижня та евтектики Cu + Cu_2O. Можливе застосування отриманих структур біметалевого стрижня – електроди, кабелі, дроти, каталізатори.

При узагальнені результатів експериментів щодо отримання мідних стрижнів з оболонкою заліза методом безперервного горизонтального лиття, який, як відомо, має ряд переваг перед вертикальним, була врахована специфіка розливання через графітовий кристалізатор, безпосередньо вмонтований у стінку тигля індукційної печі, який був розташований у зоні активної дії змінного електромагнітного поля індуктора печі. Температурне поле стрижня при його формуванні при такій конструкції кристалізатора має три зони: 1) високотемпературна – частина каналу кристалізатора, яка безпосередньо розташована у стінці тигля, куди входить розплав з ванни печі; 2) водоохолоджувана, де починає формуватися початкова кірка; 3) зона виходу з кристалізатора кірки з рідким осердям до зони повністю затверділого тіла стрижня. Таким чином здійснюється послідовний перехід від рідкого стану до рідко-твердого та від нього – до твердого стану стрижня. Тобто поки метал знаходиться в

рідкому або твердо-рідкому стані у його об’ємах електромагнітне поле може впливати на формування структури сплаву. Оскільки силові лінії електромагнітного поля індуктора, які замикаються з його зовнішньої сторони, охоплюють значний простір (поле розсіяння), то воно діє на метал в усіх температурних зонах. Ця конструкція установки безперервного лиття стрижня має електромагнітний перемішувач, що розташований з зовнішньої сторони індуктора. У випадку працюючого перемішувача рідкий метал вказаних температурних зон також знаходиться під впливом і його змінного електромагнітного поля. Внаслідок суперпозиції полів електромагнітний вплив на зони стрижня посилюється. Як показали результати досліджень, змінне електромагнітне поле призводить до небажаних змін у структурі мідного сплаву, зокрема, значного зростання розмірів дендритів у порівнянні з контрольним металом не обробленим полем, а також відсутністю дрібних кулястих вкраплень. Експерименти, проведені при накладанні постійного магнітного поля на рідкі сплави системи Cu-Fe, що охолоджуються і тверднуть, навпаки показали суттєве покращення їх литих структур, зокрема, через подрібнення і фрагментацію дендритів, а також збільшення кількості та дисперсності кулястих вкраплень на основі заліза в порівнянні з контрольним сплавом.

На основі узагальнення результатів досліджень по особливостям дії постійного та змінного електромагнітного полів в експериментах, що моделювали елементи безперевного лиття циліндричних заготовок, випливає необхідність протидії деструктивного впливу змінного електромагнітного поля на формування структури заготовки постійним магнітним полем.

Раціонально покласти в основу підвищення ефективності функціонування обладнання для формування безперервнолитих заготовок з заданою структурою з розплаву, отриманого методом індукційної плавки, науковий підхід, заснований на накладанні на 2 і 3 зони безперервнолитої заготовки значної питомої енергії постійного магнітного поля (забезпечення значень чисел $Al > 1$ та $N \sim 1$), яка протидіятиме дестабілізуючому впливу на розплав інерційних ефектів, особливо під час здійснення ривків при витягуванні заготовки з кристалізатора ковзання при конструюванні обладнання і відпрацюванні технологічних режимів.

Щерецький В.О.[1], Верховлюк А.М.[1], Сергієнко Р.А.[1], Щерецький О.А.[1], Каніблоцький Д.С.[1], Таранухіна Л.Д.[1], Биба Є.Г.[2]
([1]ФТІМС НАН України; [2]КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)

ВПЛИВ АЛЮМІНІЮ ТА ХРОМУ НА ЖАРОСТІЙКІСТЬ ВИСОКОЕНТРОПІЙНИХ СПЛАВІВ

E-mail: rnmptima@ukr.net

Високоентропійні сплави (ВЕС) являють собою унікальний клас металевих матеріалів, які номінально містять п’ять або більше елементів у майже еквіатомних пропорціях. Сплави з високою ентропією викликають значний інтерес у першу чергу тому, що висока конфігураційна ентропія в таких системах сплавів блокує утворення інтерметалевих та хімічних сполук. Що призводить до формування однофазної структури твердого розчину, або комбінації твердих розчинів.

Високоентропійні сплави, структура яких складається з одно- або двофазного твердого розчину, в яких кристалічна ґратка зазнає значної деформації, можуть володіти новими, раніше недосяжними, комбінаціями властивостей. ВЕС можуть формувати багатофазні структури, що дозволяє оптимізувати їхні властивості для конкретних застосувань. Вони можуть мати високу міцність та витривалість при нормальних та екстремальних умовах, таких як високі температури, корозія та тертя. Деякі високоентропійні сплави проявляють велику стійкість до корозії, що робить їх привабливими для застосувань у середовищах з високою хімічною активністю [1].

Хром і алюміній суттєво сповільнюють окиснення сплавів на основі заліза внаслідок утворення високозахисних оксидних плівок, тому ці елементи широко використовують для легування сталей з метою підвищення їх жаростійкості [2].

В роботі досліджували жаростійкість вискоентропійних сплавів систем FeCrCuNiAl та FeCrCuNiMn, які були виплавлені на повітрі індукційною плавкою з заливанням у кварцові трубки та методом лиття за моделями, що газифікуються.

Хімічний склад досліджених зразків ВЕС визначено на рентгенофлуоресцентному експрес-аналізаторі «EXPERT 3L» та наведено в табл. 1.

Таблиця 1 – Хімічний склад зразків ВЕС, за даними РФА, вміст елементів вказано в мас. %

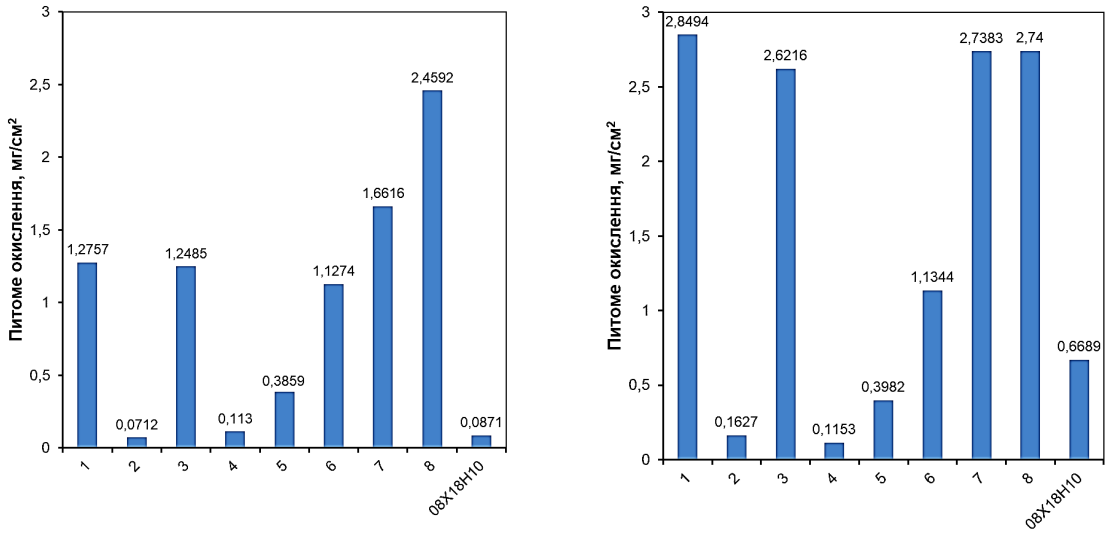
№ зразка	Система	Fe	Ni	Cr	Mn	Al	Cu	C	Si
1	FeNiCrCuMn	24,537	19,763	18,756	15,733	-	20,004	0,810	0,371
2	FeCrCuNiAl	26,448	22,296	18,409	0,127	6,174	25,352	0,740	0,437
3	FeNiCrCuMn	22,847	20,326	16,844	16,259	-	22,594	0,700	0,403
4	FeCrCuNiAl	26,779	22,705	18,012	0,231	6,318	24,770	0,640	0,526
5	FeCrCuNiAl	23,449	23,295	14,062	0,375	10,146	28,464	0,070	0,126
6	FeCrCuNiAl	26,193	23,711	12,860	0,116	11,247	25,669	0,100	0,093
7	FeNiCrCuMn	23,351	20,987	13,236	17,784	-	24,385	0,090	0,147
8	FeNiCrCuMn	24,147	21,360	11,286	18,875	-	24,041	0,080	0,191

Відповідно до результатів аналізу, фазовий склад зразків системи FeNiCrCuMn представлений комбінацією твердих розчинів з ГЦК ґраткою, а сплави системи FeCrCuNiAl – комбінацією твердих розчинів з ОЦК та ГЦК ґратками. Після заливання сплавів в обох системах утворюється дендритна структура.

Дослідження окалиностійкості високоентропійних сплавів проводили по методиці згідно ГОСТ 6130-71 «Методи визначення жаростійкості», фіксуючи відношення зміни маси зразка до площі його поверхні (мг/см^2).

Для дослідження окалиностійкості використовували прилад синхронного термічного аналізу STA 449 Jupiter F1, зразки нагрівали з максимально можливою швидкістю 50 град./хв до 900 °С та 1000 °С. Після нагрівання зразок піддавали ізотермічній витримці протягом 4 годин.

Результати дослідження представлені у вигляді діаграм на рис. 1.



а б

Рис. 1. Питоме окиснення зразків після витримки 4 години в атмосфері штучного повітря при температурах 900 °С (а) та 1000 °С (б)

Одержані результати свідчать, що високоентропійні сплави системи FeCrCuNiAl є жаростійкими і за показниками жаростійкості (інтенсивність окиснення поверхні та робоча температура) можуть значно перевищувати жаростійкі аустенітні сталі. Встановлено, що заміна Mn в багатокомпонентній системі ВЕС на Al сприяє підвищенню опору високотемпературному окисленню, вірогідно за рахунок утворення на поверхні Al_2O_3. Хром, як і в сплавах на основі заліза та нікелю, загалом позитивно впливає на жаростійкість ВЕС, а його вміст на рівні 18 мас. % надає їм тривалу стійкість від окислення за температури 1000 °С.

Література:

1. Qiu, Y., Thomas, S., Gibson, M.A. et al. Corrosion of high entropy alloys. // npj Mater Degrad. – 2017. – 1(15), P. 1-18. https://doi.org/10.1038/s41529-017-0009-y

2. Wang F.J., Zhang Y., Chen G.L., Cooling rate and size effect on the microstructure and mechanical properties of AlCoCrFeNi high entropy alloy // J. Eng. Mater. Technol. – 2009. – V. 3. – P. 034501.

Яковець Л.А.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)
3D-ДРУК В ЛИВАРНОМУ ВИРОБНИЦТВІ
E-mail: lubomyr030203@gmail.com

Сучасна металургійна галузь переживає захопливі та перспективні зміни, спрямовані на поліпшення якості продукції, зменшення впливу на навколишнє середовище та збільшення конкурентоспроможності. У цьому контексті адитивні технології виступають як ключовий інструмент, що перетворює спосіб, яким ми дивимося на виробництво металевих конструкцій.

Розглянемо відмінності між традиційними методами та адитивними технологіями, досліджуючи їхні переваги та можливості для металургійної галузі. Детально розглянемо вплив адитивного виробництва на ефективність, якість та стійкість металевих конструкцій.

У традиційних методах виготовлення модельного оснащення для ливарного виробництва переважно застосовуються дерев’яні моделі, модельні плити, а також моделі ливникової системи (ЛС). Сучасний інженер-ливарник завдяки системам автоматизованого проектування ще на етапі моделі може визначити, як розташовувати ЛС, де потрібно усунути усадкові та інші дефекти, що у свою чергу дає змогу завдяки 3D-моделям використати адитивні технології. На відміну від старих методів, 3D-друк дає змогу надрукувати модель з готовими припусками на механічне оброблення. Адитивні технології можна застосовувати як в художньому та ювелірному литві, так і у литві точних деталей та механізмів.

Зараз є дві технології 3D-друку, що застосовуються в ливарному виробництві: FDM і DLP. Друк за технологією FDM дає змогу виготовляти великогабаритні моделі для формовки, складальні деталі механізмів, тощо.

На мою думку, адитивні технології ідеально інтегруються в ливарне виробництво, даючи змогу прискорювати процеси виготовлення виливків. Переглянемо можливості застосування вказаних технологій.

Основною превагою застосування технології є швидке виготовлення модельних комплектів, а саме завдяки навичкам 3D-моделювання можливо

віртуально перевірити ливникові системи і підведення металу, ливарні ухили тощо. Далі модель друкується, враховуючи усадку матеріалу для друку та готового виливка. Після цього модель заформовується та відливається. Таким методом можна отримати великі деталі механізмів та великогабаритні моделі. Отже, використання адитивних технологій дає змогу спростити виготовлення виливка.

Метод DLP доцільно застосовувати в ювелірному та художньому литві. Ця технологія дає змогу отримувати моделі високої якості, з максимальною деталізацією, адже шари під час друку цим методом вимірюються в мікронах. Для цієї технології розроблено низку матеріалів – рідких фотополімерів, серед яких є матеріал, що випалюється. Це дає змогу використовувати надруковану модель одразу без обробки, заформовуючи її під литво.

На відміну від DLP, технологія FDM-друку дає змогу виготовляти великі моделі або частини моделей. Ця технологія є значно бюджетнішою, порівняно з DLP. Отже ці технології різні, але максимально ефективні в межах свого застосування, адже процес виготовлення моделей майже не потребує людського втручання. Інженер проектує виливок, далі роздруковує модель за наведеними вище технологіями, заформовує та відливає її.

Наведені факти підтверджують, що адитивні технології полегшують роботу сучасного інженера, але як і скрізь, людське втручання не виключено повністю. Для того, щоб якісно застосувати будь-яку з технологій, потрібно володіти навичками 3D-моделювання, грунтовними знаннями з технології ливарної форми та теорії ливарних процесів.

Адитивне виробництво покращує виготовлення виробів на замовлення. Процес виробництва на замовлення стає більш економічно вигідним, тому що спочатку можна спроектувати 3D-модель виливка і надрукувати її для уточнення та затвердження кінцевого вигляду продукту. Не викликає сумнінів, що дешевше надрукувати виріб з пластику, ніж відливати металеву деталь. Також при виготовленні на замовлення адитивні технології дозволяють виготовляти унікальні вироби, що з точки зору бізнесу дає змогу виконувати замовлення за більшу ціну. Час виробництва теж можна скоротити, адже перероблювати потрібно буде не фізичну, а 3D-модель в програмному середовищі, що займає набагато менше часу.

Ямшинський М.М., Федоров Г.Є., Платонов Є.О.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)

МЕТОДИ ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ЛИТИХ ЖАРОСТІЙКИХ ДЕТАЛЕЙ ТА ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ

Підвищення якості литих жаростійких деталей залишається основним завданням виробничників при виготовленні виливків для теплоенергетичного, металургійного і хімічного устаткування.

Основними проблемами є: визначення оптимального хімічного складу сталі в залежності від умов і тривалості експлуатації жаростійких виробів; оптимізація технології виплавлення сталі з використанням різних шихтових матеріалів, у тому числі і некондиційних; визначення температурних режимів розливання сталі у ливарні форми; вивчення факторів, які впливають на одержання однорідної гомогенної структури у виробі; покращання якості рідкого металу мікролегуванням і модифікуванням та ін.

Аналіз вітчизняної та зарубіжної літератури показує, що найбільш перспективним і дешевим ливарним матеріалом для виготовлення корозійностійких і жаростійких виробів будь-якого призначення (теплоенергетика, металургія, хімічна галузь та ін.) можуть бути сплави на основі заліза, леговані хромом, алюмінієм, кремнієм, титаном та іншими елементами.

Такі сплави повною мірою відповідають основним вимогам, які пред’являються до жаростійких матеріалів. Вони мають високі температури плавлення, корозійну стійкість в умовах звичайних температур та жаростійкість при високих (до 1250 °С) температурах, задовільні ливарні властивості, є дешевими і недефіцитними. Серед множини цих матеріалів провідне місце належить хромоалюмінієвим сталям. Проте своєрідність технологічних властивостей цих сталей є значним гальмом до широкого впровадження їх у виробництво, незважаючи на високі експлуатаційні характеристики.

На жаль, в Україні над даною проблемою не працює жодна дослідна організація, окрім кафедри ливарного виробництва КПІ ім. Ігоря Сікорського.

Попередніми дослідженнями авторів підтверджено доцільність використання хромоалюмінієвих сталей для виготовлення жаростійких литих деталей, які працюють в умовах агресивних середовищ при температурах до 1250 °С. Високі експлуатаційні та технологічні властивості мають сталі з вмістом 25-30 % Cr; 1,2-3,0 % Al; 0,25-0,35 % С та 0,25-0,60 % титану.

Технологічність таких сталей визначають поведінкою металу в умовах виготовлення із нього виробів. В комплексі технологічних властивостей провідне місце посідають ливарні: рідкотекучість, усадка тріщиностійкість, а також щільність, плівкоутворення, поверхневий натяг та ін.

Ливарні властивості сталей залежать від фізико-хімічних особливостей металу і технологічних характеристик ливарної форми. Вони проявляються в області рідкого стану, під час кристалізації і в твердому стані металу.

Хромоалюмінієві сталі вмістять у своєму складі значну кількість хрому та алюмінію, тобто таких елементів, які суттєво знижують теплопровідність металу і сприяють утворенню крупного первинного зерна. Таку структуру не можна виправити ніякими режимами термічного оброблення.

Дослідами установлено і практикою підтверджено, що експлуатаційні характеристики цих сталей залежать, перш за все, від стану меж зерен і різнозернистої структури, тобто від наявності в мікро- і макрооб’ємах металу одночасно крупних і дрібних зерен. Аналіз експлуатації виробів з такою структурою при високих температурах показав, що в них існує велика вірогідність появи на стиках крупних зерен мікротріщин, які під дією теплозмін і накопичення значних напружень переростають у макротріщини. Установлено, що чим менша різниця в розмірах зерен, тим довше працює виріб, тобто підтверджується факт: найкращі механічні і службові властивості мають високолеговані сталі з однорідною, максимально гомогенною структурою.

Добитися дрібного зерна у виробах із хромоалюмінієвої сталі пониженням температури рідкого металу перед заливанням його у ливарні форми практично неможливо, оскільки уповільнюється швидкість спливання плівок, неметалевих вкраплень, часточок шлаку, утруднюється видалення газів із металу, погіршуються

умови живлення виливків. Це призводить до утворення незлитин, недоливів, спаїв, раковин різного походження, які часто є причиною остаточного браку.

Отже важливою задачею при виготовленні якісних виливків із хромоалюмінієвих сталей є вибір оптимального співвідношення основних компонентів та використання таких технологій, які забезпечували б одержання високоякісного металу з однорідною структурою.

Вивчено вплив послідовності введення у хромисту сталь алюмінію та титану на ливарні властивості та структуру. Відомо, що алюміній і титан мають високу спорідненість до кисню, тому значна їх кількість витрачається, перш за все, на розкислення металу. Але оксиди титану, на відміну від оксидів алюмінію, мають відносно невисоку температуру плавлення (1367 °С) і не можуть здійснювати модифікувальної дії на структуру металу, сприяти створенню додаткових центрів кристалізації та подрібненню первинного зерна. Навпаки, оксиди титану негативно впливають на ливарні і механічні властивості хромоалюмінієвих сталей.

Досліджено три варіанти послідовності введення титану і алюмінію у хромисту сталь (титан вводили у вигляді феротитану ФТи35):

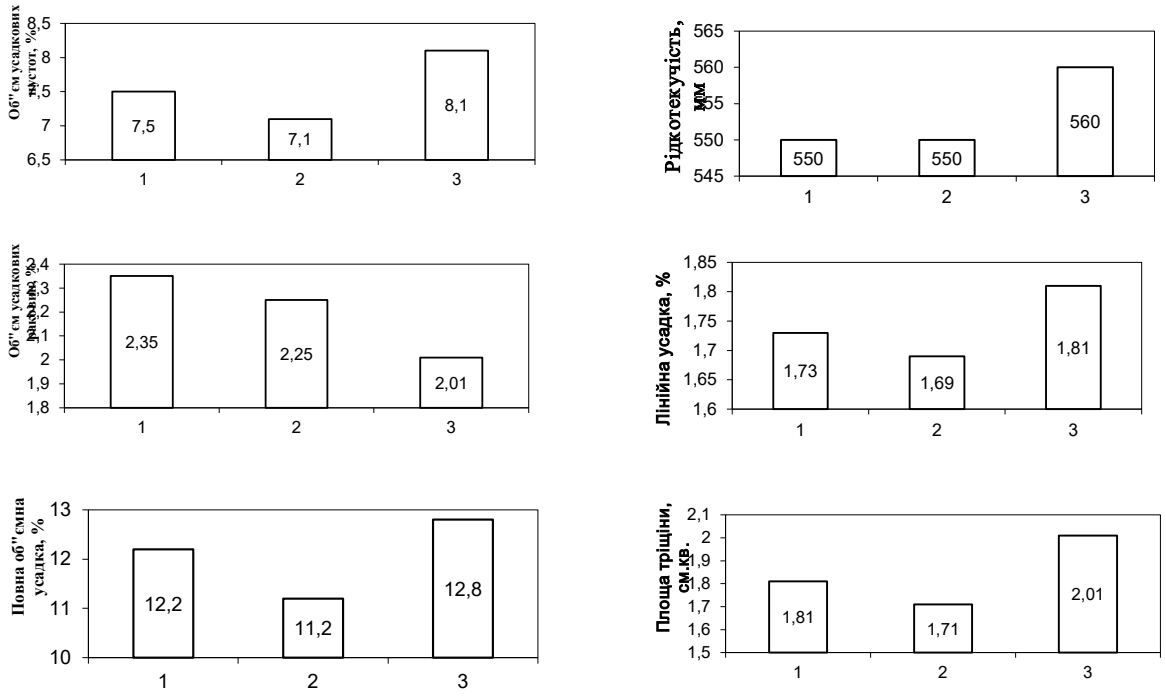
– перший – у розплав, нагрітий до необхідної температури, вводили титан, потім алюміній;

– другий – здійснювали попереднє (після феромарганцю і феросиліцію) розкислення сталі алюмінієм у кількості 0,2 % від маси металу, потім вводили титан та залишок алюмінію;

– третій – вводили весь алюміній, а потім титан.

Введення феротитану та алюмінію в хромисту сталь здійснювали приблизно при однаковій температурі – (1600 $\pm$ 10) °С. Інтервал між введенням компонентів, а також між введенням останнього компонента і випусканням металу із печі, складав 3 хв.

Дослідженнями установлено (рис. 1), що найкращий комплекс ливарних і механічних властивостей має сталь, глибоко розкислена алюмінієм перед введенням в неї титану.



а б

1 – Ti + Al; 2 – 0,2 % Al + Ti + Al; 3 – Al + Ti

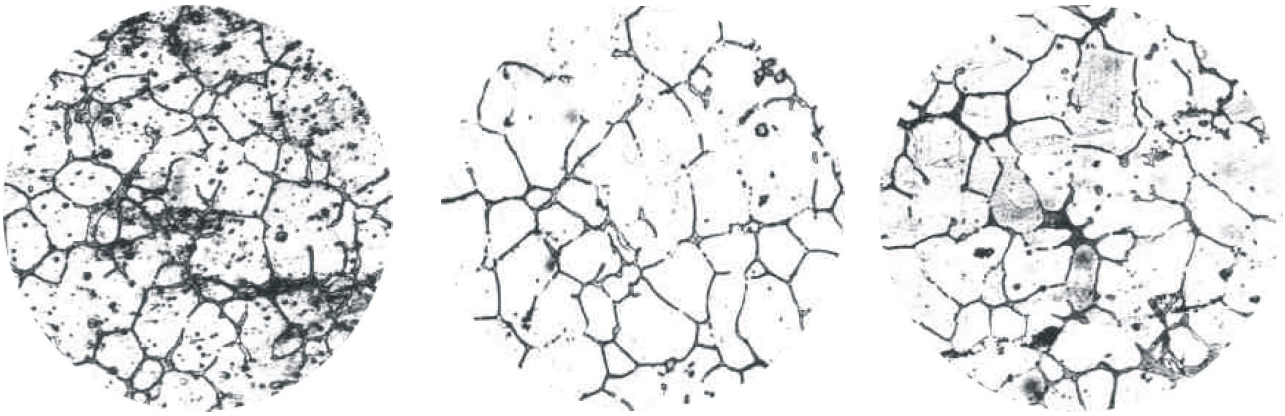
Рис. 1. Вплив послідовності введення титану та алюмінію на ливарні (а) та механічні (б) властивості хромоалюмінієвої сталі

Така послідовність введення у хромисту сталь термодинамічно активних титану і алюмінію зберігає на високому рівні практичну рідкотекучість (не менше 550 мм), знижує до 1,68 % лінійну усадку, покращує тріщиностійкість сталі (рис. 1, а). На об'ємну усадку і дефекти усадкового характеру така послідовність введення легувальних елементів у хромисту сталь суттєвого впливу не справляє.

Найбільш гомогенну структуру має сталь, попередньо розкислена алюмінієм (рис. 2). Така структура забезпечує високі механічні (рис. 1, б) і особливо, експлуатаційні властивості виробів. Алюміній сприяє очищенню меж зерен, покращенню властивостей легованого хромом фериту, а титан справляє зміцнювальну дію внаслідок утворення великої кількості карбонітридів, які є додатковими центрами кристалізації і подрібнюють первинне зерно (рис. 2).

Введення цих елементів за першим варіантом призводить до утворення надмірної кількості оксидних плівок оксидів титану, а за третім – до утворення

значної кількості дрібнодисперсних часточок, накопичення яких у певних мікрооб'ємах металу призводить до погіршення як механічних, так і експлуатаційних властивостей хромоалюмінієвих сталей.



Ti + Al 0,2 % Al + Ti + Al Al + Ti

Рис. 2. Структура хромоалюмінієвої сталі залежно від послідовності введення титану та алюмінію (Х 100)

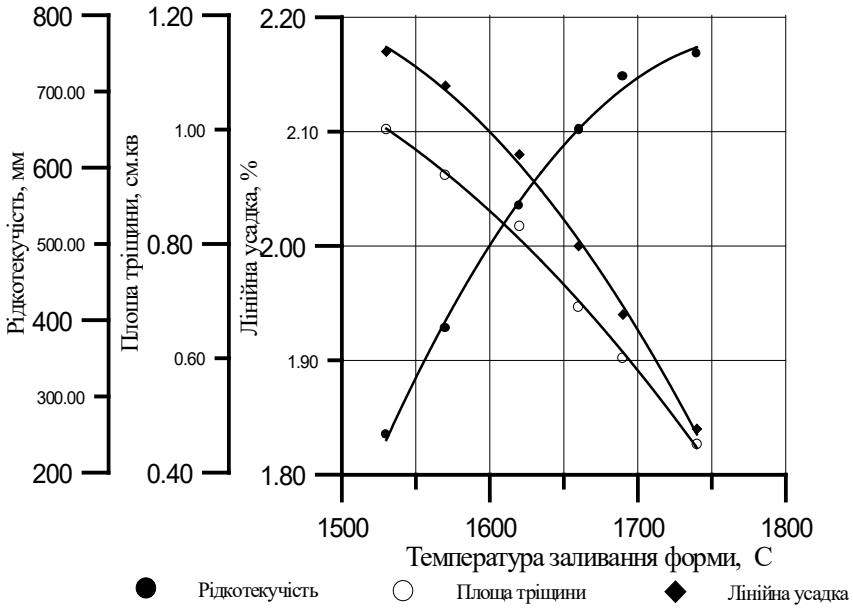
Температура рідкого металу перед заливанням його у ливарну форму є одним із основних заходів управління технологічним процесом виготовлення якісних виливків з високими службовими характеристиками.

Рідкотекучість хромоалюмінієвої сталі підвищується майже пропорційно росту температури аж до критичної температури рідкотекучості і може бути описана рівнянням першого порядку $\lambda = f(t, °C)$, рис. 3.

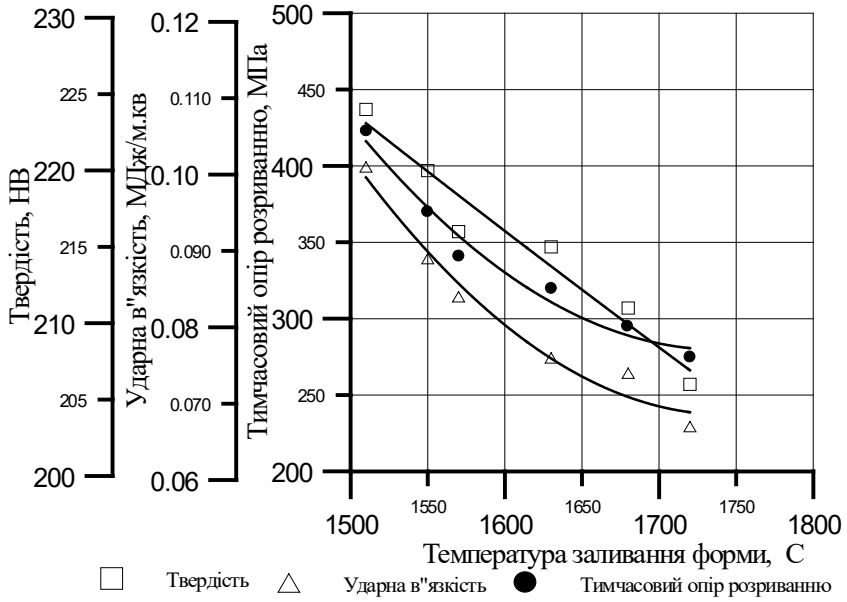
Вище критичної температури зростання рідкотекучості сталі проходить повільно, оскільки залежить від складу металу, в якому при досягненні критичної температури рідкотекучості здійснюються структурні перетворення рідини. Для сталі 35Х30ЮТЛ критичною температурою можна вважати 1680 °С.

Лінійна усадка сталі із зростанням температури від 1530 до 1740 °С зменшується з 2,17 до 1,84 %, а тріщиностійкість покращується більш, ніж в 2 рази. Це можна, очевидно, пояснити подовженням передкристалізаційного періоду, під час якого метал очищується від газів, неметалевих вкраплень та інших чужорідних домішок.

Слід зазначити, що підвищення температури сприяє росту об’ємної усадки, особливо у рідкому стані та під час кристалізації, і дефектів усадкового характеру, тому виготовлення виливків, які мають товщину стінки більше 25 мм, необхідно здійснювати з обов’язковим використанням надливів. Виготовлення якісних великогабаритних виливків з товщиною стінки до 20 мм може бути досягнуто тільки при перегріванні металу до 1650...1680 °С.



а



б

Рис. 3. Вплив температури сталі 35Х30ЮТЛ перед заливанням її у форми на ливарні (а) і механічні (б) властивості

З підвищенням температури перегрівання металу погіршуються механічні властивості (рис. 3, б) внаслідок утворення крупнозернистої будови. Незважаючи на легування сталі титаном, перегрівання металу призводить до зменшення кількості активних зародків і утворення крупних зерен, між якими можуть виникати міжкристалеві тріщини.

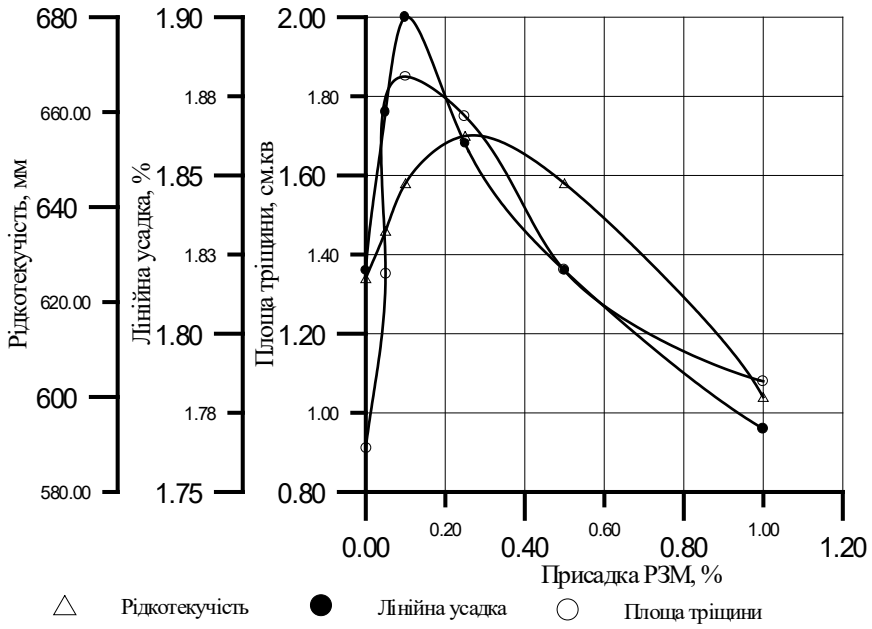
Із зниженням температури металу перед заливанням його у форми розміри зерна зменшуються, і механічні властивості покращуються.

В тих випадках, коли із жаростійких сталей виготовляють виливки відповідального і особливо відповідального призначення, треба розплав додатково опрацьовувати рідкоземельними металами (РЗМ), які є сильними дегазаторами, десульфураторами, дефосфораторами і модифікаторами.

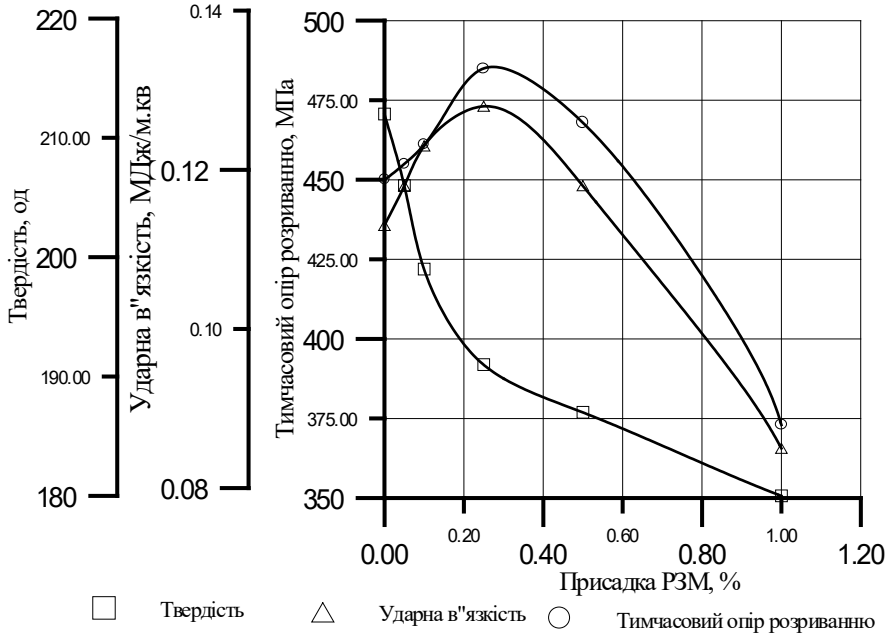
Незважаючи на дороговизну цих елементів, їх використання доцільне навіть з економічного боку, оскільки вони значною мірою покращують не тільки технологічні, але суттєво підвищують і експлуатаційні властивості жаростійких сталей.

Присадка до 0,3 % РЗМ у хромоалюмінієву сталь помітно підвищує її рідкотекучість (рис. 4), внаслідок дегазації і десульфурації розплаву. Крім того, РЗМ змінюють мінералогічний склад, розміри та щільність неметалевих вкраплень, при цьому переводять їх із гострокутної форми в глобулярну. РЗМ утворюють незмочувані сталлю сполуки, які швидко спливають у шлак та знижують температуру плівкоутворення рідкого металу. Це значить, що плівкоутворення перестає негативно впливати як на технологічні властивості сталі, так і на якість виливків.

Присадка понад 0,15 % РЗМ позитивно впливає на лінійну усадку і тріщиностійкість. Оскільки оксиди РЗМ мають температуру плавлення вище 2300 °С, вони можуть бути додатковими центрами кристалізації і подрібнювати первинне зерно, внаслідок чого покращуються механічні властивості хромоалюмінієвої сталі (рис. 4, б).



а



б

Рис. 4. Вплив РЗМ на ливарні (а) та механічні (б) властивості хромоалюмінієвої сталі

Отже для покращення ливарних, механічних і експлуатаційних характеристик хромоалюмінієвих сталей їх необхідно в період випускання із плавильного агрегату опрацьовувати 0,25-0,50 % РЗМ.

Практичний інтерес для експлуатації виливків із хромоалюмінієвих сталей має розподілення таких елементів, як хром та алюміній по перерізу стінки виливка.

Спектральний аналіз зразків діаметром 20 мм показав (рис. 5), що найбільше схильні до ліквацийних процесів хром та вуглець. Це добре узгоджується з літературними даними. Алюміній залишається практично на однаковому рівні, а це свідчить, що в умовах високих температур та агресивних середовищ він активно захищатиме метал виробу від окислення. Такий аналіз металу ще раз підтверджує перспективність використання хромоалюмінієвих жаростійких сталей для виготовлення литих деталей, які працюють в агресивних середовищах при температурах до 1250 °С.

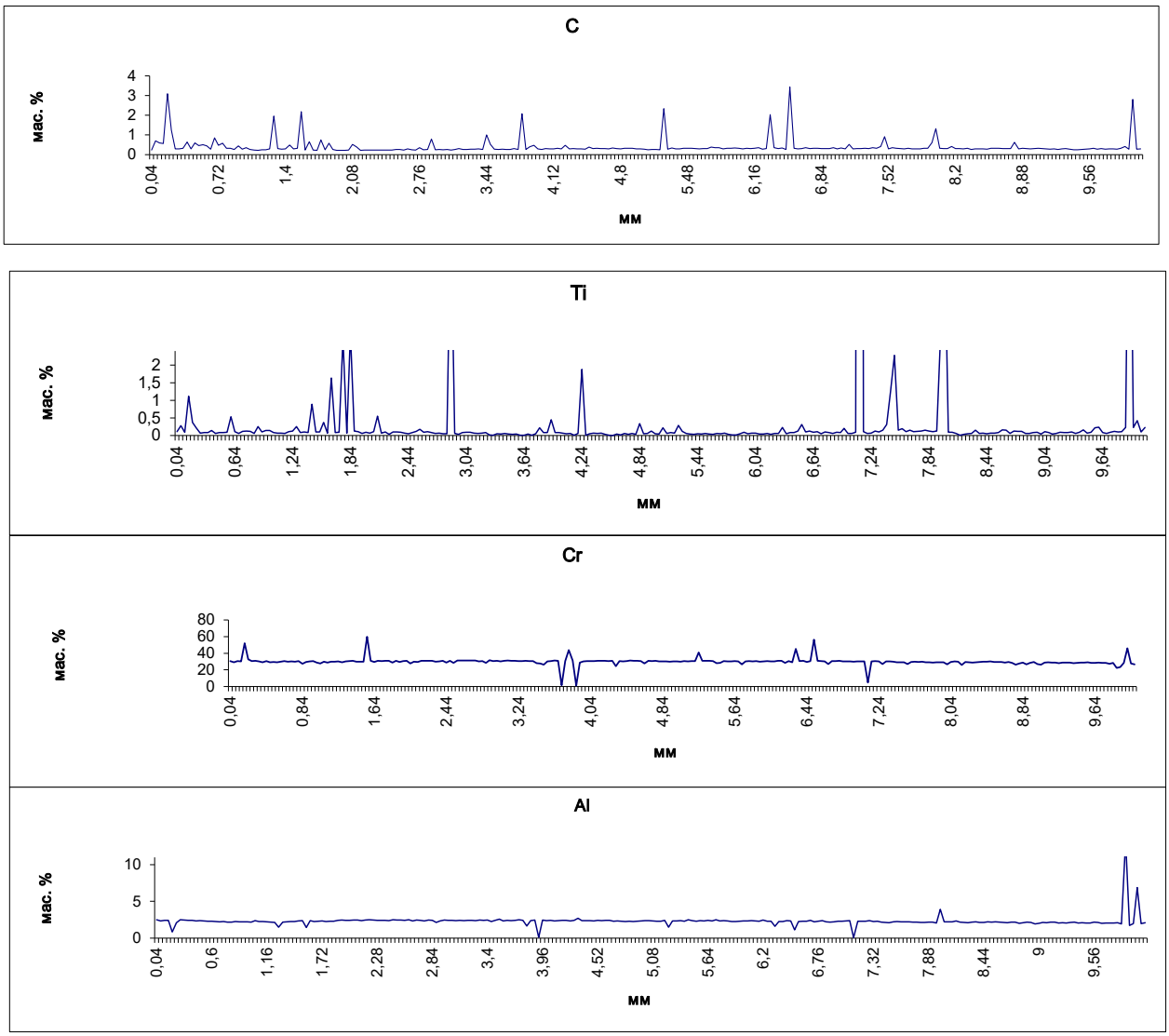


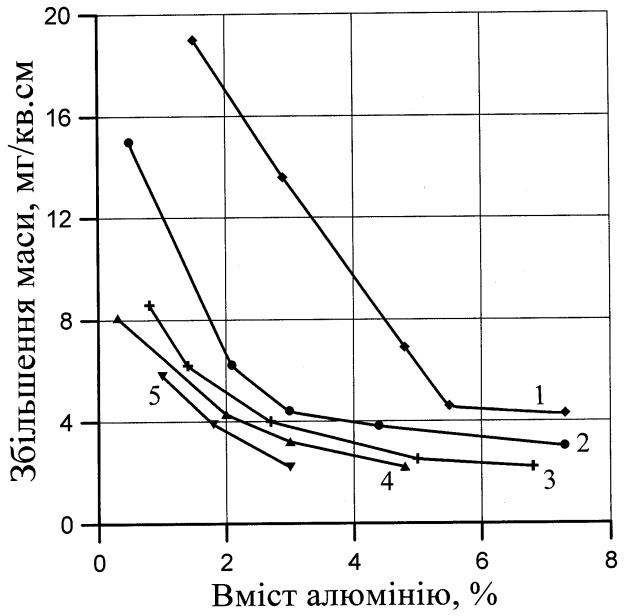
Рис. 5. Розподілення легувальних елементів від периферії до центра зразка

В роботі визначені лише деякі технологічні параметри щодо підвищення якості виливків, а тому перспектива подальших досліджень полягає у пошуку оптимального хімічного складу жаростійких сталей, що буде задовольняти основним вимогам експлуатації литих деталей в конкретних умовах.

Хром і алюміній є основними легувальними елементами, які забезпечують високу окалиностійкість сталей, тобто надають металу властивості протистояти при високих температурах хімічній дії – окисленню в різних газових середовищах. Роль цих елементів полягає насамперед у тому, що вони змінюють склад, структуру і властивості окалини, яка утворюється на поверхні виробу, а отже, і швидкість окислення. Проте до цих пір не установлено оптимальне співвідношення цих елементів, при якому утворюється стабільна, міцна і щільна захисна плівка, яка забезпечувала б максимальну окалиностійкість виробів.

Для визначення оптимальних концентрацій хрому і алюмінію вивчена окалиностійкість сталей з середнім вмістом вуглецю (0,25...0,35%), хрому – від 17 до 37% та алюмінію – від 1 до 7%. Випробування зразків діаметром 10 мм та довжиною 20 мм здійснювали у трубчастій печі при температурі 1200 °С протягом 100 год. Окалиностійкість визначали в атмосфері повітря та інших газових середовищах, в яких працюють жаростійкі вироби.

На рис. 6 наведено зміну маси зразків в залежності від вмісту алюмінію в хромистих сталях. Аналіз результатів показує, що збільшення вмісту алюмінію різко підвищує окалиностійкість всіх досліджених сталей (зменшує приріст маси). Для забезпечення достатньо високої окалиностійкості (збільшення маси на 4-6 мг/см^2 за 100 год.) сталь має вмістити 25-27 % хрому і 2-4 % алюмінію. Подальше підвищення алюмінію не сприяє помітному покращенню окалиностійкості в наведених умовах, знижує ливарні та механічні властивості сталей. Збільшення концентрації алюмінію можна рекомендувати тільки для підвищення робочої температури та при виготовлені виливків простої конфігурації.



1 – 17 % Cr; 2 – 22 % Cr; 3 – 25 % Cr; 4 – 29 % Cr; 5 – 37 % Cr

Рис. 6. Окалиностійкість хромо-алюмінієвих сталей (умови випробовування: 1200 °С, повітря, 100 год):

Мінімальна кількість хрому в сталі для утворення захисної оксидної плівки Cr_2O_3 на поверхні виробу, має бути не менше 18-20 %.

Рентгенографічним і мікрохімічним аналізами оксидів, які утворюються на поверхні виробу, установлено, що сталь, легована 17 % Cr і 2-4 % алюмінію не може бути використана для виготовлення литих деталей, які працюють при температурах, вищих 1000 °С, оскільки окалина, утворена на поверхні виробів із такої сталі, вмістить велику кількість заліза у складі шпінелі $FeO \cdot Cr_2O_3$, окрім вкраплень оксидів Cr_2O_3 і α-Al_2O_3. Захисні властивості такої плівки значно гірші, ніж плівки на основі α-Al_2O_3 або шпінелі $CrO \cdot Al_2O_3$.

Дослідження оксидів, утворених на поверхні виробів із сталей з 25-30 % Cr і 3 % Al, показують, що захисна плівка складається на 95-97 % з оксидів α-Al_2O_3. На внутрішній поверхні плівки, тобто на межі розділу «метал-оксид», виявлено підвищений вміст оксиду Cr_2O_3 та до 1,0-1,5 % оксидів заліза. Така оксидна плівка має високі захисні властивості, і вироби тривалий час можуть працювати при температурах до 1250 °С.

Дослідженнями кінетики окислення установлено, що підвищення вмісту алюмінію в сталях до 3 % призводить до різкого зниження швидкості окислення металу, при цьому суттєво змінюється час «інкубаційного» періоду окислення: 2,5 год – для сталі без алюмінію; 1,5 год – для сталі з 1 % алюмінію і 0,4 год – для сталі з 3 % алюмінію. Змінюється і закономірність окислення. Якщо для сталі

30Х25Л окислення здійснюється за законом, що наближається до параболічного, то для сталі 30Х25Ю3Л більш справедливим є логарифмічний закон.

Вивчення кінетики окислення сталі, структури і властивостей оксидних плівок показали, що у сплавів системи Fe-Cr-Al на початку окислення (перші 10-15 хв) на поверхні виробу утворюється шар оксидів, вміст металів в яких приблизно відповідає хімічному складу сталі. Під час «інкубаційного» періоду (20-10 хв) із металу в окалину дифундують алюміній, який має високу дифузійну здатність і термодинамічну активність, і меншою мірою хром. Відносна кількість фаз, яка утворилася на початку окислення, починає змінюватися у бік збільшення кількості оксидів Al_2O_3 і Cr_2O_3. Остаточне співвідношення цих оксидів в окалині після завершення «інкубаційного» періоду залежить від вмісту хрому і алюмінію в сталі та температури середовища.

Найкраще захищає поверхню виробу від окислення при високих температурах плівка, яка складається:

– з Cr_2O_3 з внутрішніми оксидними часточками Al_2O_3 – при високому вмісті хрому (> 24 %) і низькому – алюмінію (не більше 1,5 %);

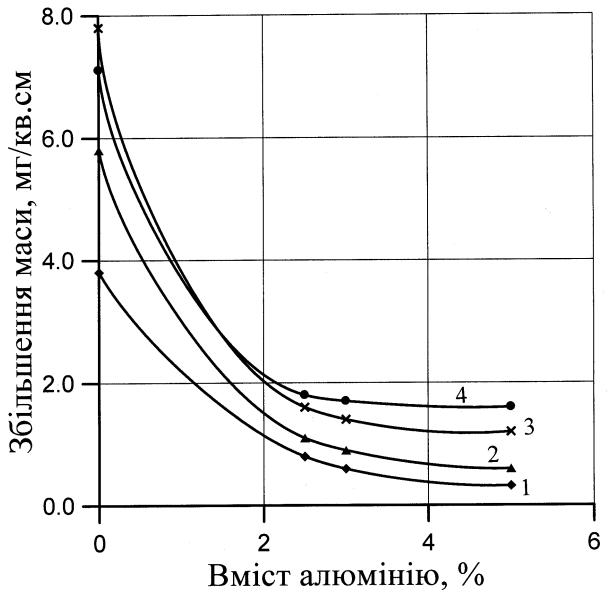
– з шпінелі $(Al, Cr)_3O_4$ з часточками оксидів заліза і хрому та їх розчинів – при високому вмісті в сталі хрому (> 25 %) і алюмінію – від 1,5 до 3,0 %;

– з α-Al_2O_3 – при високому вмісті хрому (> 27 %) та алюмінію (> 3,0 %).

Сталі, які утворюють на поверхні виробу захисний оксидний шар α-Al_2O_3, мають найвищу окалиностійкість, їх можна використовувати для виготовлення литих деталей, які працюють при температурах до 1300-1350 °С.

Під час спалювання палива (наприклад, на теплових електростанціях) утворюється суміш газів CO_2, CO, H_2O (пара) і N_2. На металеві матеріали кожний із цих газів (або їх суміші) діє більш агресивно, ніж перегріте повітря.

З метою вивчення окалиностійкості в атмосфері CO_2 і H_2O (пари) випробувані зразки хромистої середньовуглецевої сталі, легованої алюмінієм, до 5 %. Результати досліджень наведено на рис. 7.



1 – повітря; 2 – повітря + 25% H_2O; 3 – повітря + 45% CO_2; 4 – повітря + + 45% H_2O

Рис. 7. Окалиностійкість сталі 30Х25Л в різних середовищах (умови випробовування: 1200 °С, 100 год.)

Із збільшенням вмісту алюмінію окалиностійкість хромистої сталі зростає в усіх досліджених середовищах.

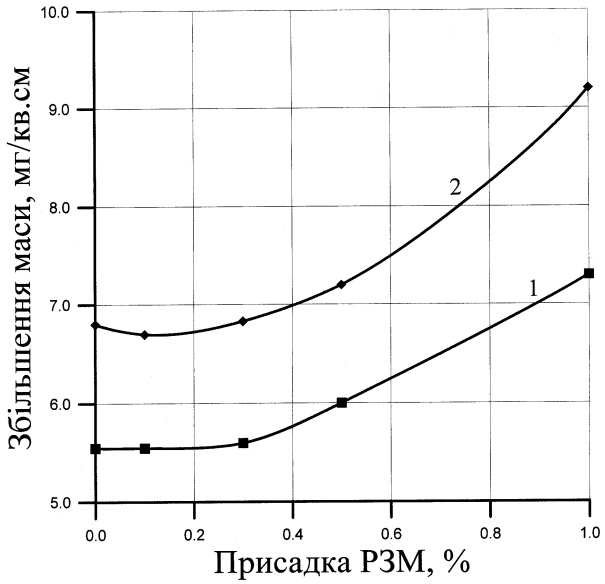
Незважаючи на те, що процеси взаємодії елементів сталі з окислювальними середовищами різні, склад і структура оксидних плівок практично однакові. Вміст оксидів заліза в окалині збільшується тільки на 1,0-1,5 %. Окалина складається на 90-95 % з α-Al_2O_3. Отже хромо-алюмінієві сталі з вмістом 1,5-3,5 % алюмінію мають високотемпературну корозійну стійкість в середовищах, які вмістять вуглекислий газ і водяну пару. Вироби, виготовлені із таких сталей, можуть працювати в наведених умовах при температурах до 1250 °С.

Оскільки рідкоземельні метали (РЗМ) суттєво покращують ливарні і механічні властивості хромоалюмінієвих сталей і враховуючи різні тлумачення в технічній літературі щодо впливу РЗМ на жаростійкість сталей, вивчено їх вплив на окалиностійкість сталі 30Х30Ю2ТЛ.

Установлено, що присадка до 0,2-0,25 % РЗМ практично не впливає на окалиностійкість хромоалюмінієвої сталі (рис. 8).

Оброблення сталі більшою кількістю РЗМ знижує окалиностійкість сталі внаслідок збільшення місць розташування точкової корозії, наявність якої стає особливо помітною після тривалих випробовувань. Проте в умовах теплозмін окалина, що утворюється на виробах, виготовлених із сталі з РЗМ, має краще зчеплення з поверхнею металу, що гальмує її сколювання.

Розшифровування хімічного і фазового складу оксидних плівок на сталях, оброблених рідкоземельними металами, утруднене через невелику кількість оксидів РЗМ і складність їх ідентифікації. Можна відзначити тільки непряму дію РЗМ у формуванні оксидного шару – деяке зниження вмісту оксидів заліза в окалині.



1 – повітря; 2 – повітря + 45 % H_2O (пара)

Рис. 8. Вплив РЗМ на окалиностійкість сталі 30Х30Ю2ТЛ (умови випробовування: 1200 °С, 100 год.):

Теплові властивості сталі, перш за все теплопровідність, справляють вирішальний вплив на умови одержання якісних виливків, режими термічного оброблення та відіграють велику роль під час експлуатації литих деталей в умовах високих температур та теплозмін.

Електричні властивості дуже важливі під час експлуатації литих елементів як нагрівачів та при електроплавленні сталі.

Досліджено вплив хрому і алюмінію на теплопровідність та електропровідність хромоалюмінієвих сталей в діапазоні концентрацій хрому від 13 до 27 % та алюмінію – до 1,42 %. Зниження теплопровідності високолегованих хромоалюмінієвих сталей сприяє росту первинного зерна під час кристалізації металу у виливку і розвитку дефектів усадкового характеру.

Електропровідність металу характеризується процесом переносу електричного заряду електронами і визначається щільністю електронів провідності та швидкістю їх дрейфу в металі, а тому суттєво впливає на технологічні показники роботи плавильних агрегатів.

Практика підтверджує, що феритні сталі, до яких відносяться сплави системи Fe-Cr-Al, характеризуються найвищим електроопором, отже для виготовлення

нагрівачів литих реостатів та інших виробів такі сталі повинні вмістити 25-30 % хрому та 3-5 % алюмінію.

За результатами досліджень можна зробити такі висновки щодо підвищення якості литих жаростійких деталей:

1. Для одержання високоякісного розплаву хромоалюмінієвої сталі перед випусканням із плавильного агрегату його необхідно розкислювати за схемою: феромарганець, феросиліцій, алюміній, потім ввести необхідну кількість феротитану і алюмінію.

2. Температура металу перед заливанням його у ливарну форму є одним із головних заходів управління технологічним процесом лиття. Вона вибирається в залежності від габаритних розмірів, геометрії і товщини стінок литої деталі. У тих випадках коли виливки схильні до утворення гарячих тріщин, заливання сухих форм доцільно здійснювати при високих температурах (1600-1650 °С).

3. Для забезпечення високих ливарних, механічних і експлуатаційних характеристик хромоалюмінієвих сталей їх доцільно під час випускання із плавильного агрегату оброблювати 0,25-0,50 % РЗМ.

4. Використання звороту власного виробництва при виробництві виливків із хромоалюмінієвих сталей доцільне як з економічного, так і з технологічного боку, оскільки така сталь характеризується підвищеними технологічними і експлуатаційними властивостями.

5. Для забезпечення високої окалиностійкості виробів, які працюють за температур до 1250 °С та в агресивних середовищах, концентрація хрому в металі має бути не менше 25 %, а вміст алюмінію – від 1,5 до 3,5 %.

6. Хромоалюмінієві сталі з високим вмістом хрому та алюмінію можна використовувати для виготовлення литих деталей, які працюють в умовах різних агресивних середовищ

7. Для підвищення адгезійних властивостей оксидних плівок доцільно хромоалюмінієві сталі додатково обробляти 0,20-0,25 % РЗМ (за присадкою).

8. Зміна концентрації хрому та алюмінію в жаростійких сталях суттєво впливає на теплопровідність та електропровідність легованого металу. Ці характеристики треба враховувати в технологічних процесах виготовлення виливків.

Ясинський О.О., Бубликов В.Б., Ясинська О.О., Берчук Д.М.
(ФТІМС НАН України,. Київ)

ВПЛИВ ЛЕГУВАННЯ МІДДЮ НА ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ

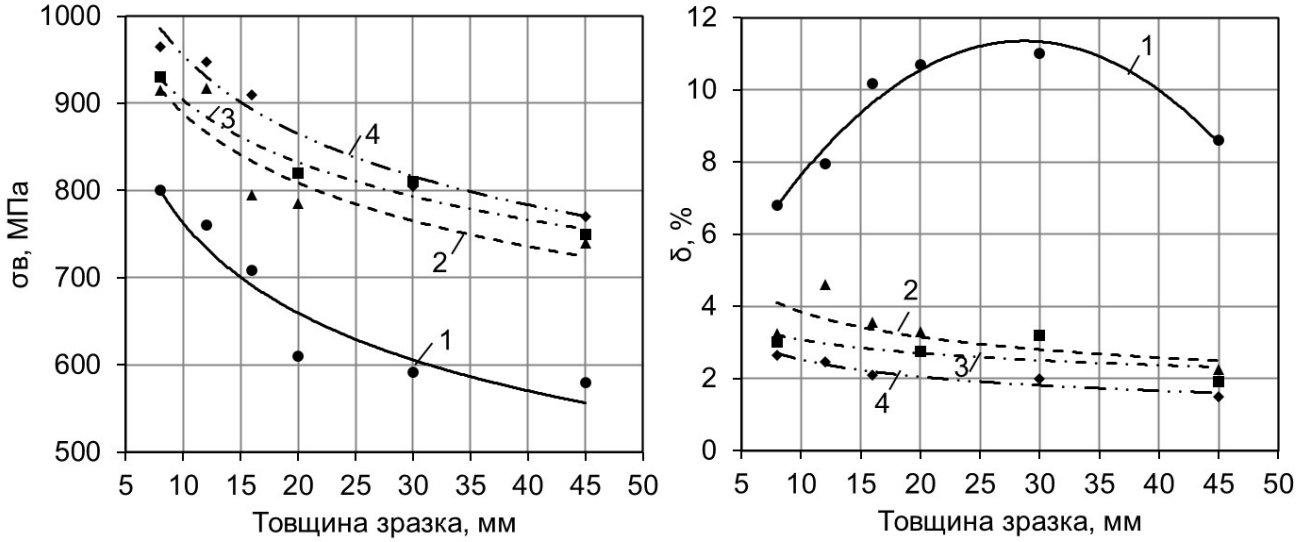
E-mail: alexyasinskyi@gmail.com

З метою вивчення впливу товщини стінки виливка (швидкості охолодження) на механічні властивості високоміцного чавуну, легованого міддю, в умовах дослідного виробництва в сирих піщаних формах відливали комплекти клиноподібних проб (кільблоків) з товщиною основи від 8 мм до 45 мм, довжиною 100 мм і висотою 140 мм. Плавки проводили в електропечі ІСТ-016 на шихті переробного чушкового чавуну марки ПЛ2 наступного хімічного складу, %мас.: 4,1 C; 0,75 Si; 0,35 Mn; 0,06 Cr; 0,02 Al; 0,026 Ti; 0,035 S; 0,08 P. Розплав чавуну модифікували у ковші лігатурою ФСМг7К4.

У всіх варіантах легування мікроструктура клиноподібних проб складалася з перлітної металевої основи (кількість фериту не перевищувала 6 %) та кулястого графіту ШГФ5, ШГФ4. Спостерігається відмінність механічних властивостей виливків різної товщини, яка визначається особливостями сформованої тонкої структури металевої основи та впливом масштабного фактору, що забезпечується через ступінь ліквації, рівень мікропоруватості, утворенням різних неоднорідностей. Підвищення механічних властивостей легованого міддю високоміцного чавуну зі збільшенням швидкості охолодження (рис. 1) пояснюється подрібненням структури, зменшенням ліквації, підвищенням дисперсності перліту в умовах прискореного тепловідведення.

По мірі зменшення швидкості охолодження (збільшення товщини) виливків збільшуються розміри зерна, посилюється ліквація домішок у міжзеренному просторі, підвищується неоднорідність структури, розвивається мікропоруватість, що в комплексі призводить до явища, коли зі збільшенням товщини перерізу виливка одночасно знижуються міцність і пластичність. В умовах проведеного дослідження міцність високоміцного чавуну з кулястим графітом та перлітною металевою основою знижується з 900 до 750 МПа при збільшенні товщини стінки

виливка з 8 мм до 45 мм. При цьому спостерігається також незначне зменшення відносного видовження.



1 – нелегований ВЧ; 2 – ВЧ з 1,0 % Cu ; 3 – ВЧ з 2,0 % Cu ; 4 – ВЧ з 3,0 % Cu

Рис. 1. Вплив швидкості охолодження та масової частки міді на механічні властивості високоміцного чавуну

Таким чином, отримані результати свідчать про те, що в умовах застосування шихти звичайної якості з масовою часткою S = 0,035 % та широкоінтервального варіювання швидкості охолодження (товщина стінки 8-45 мм), при ковшовому модифікуванні розплаву феросиліцій-магній-кальцієвою лігатурою ФСМг7К4 та легуванні міддю (до 3 %) у структурі виливків стабільно забезпечується отримання кулястої форми графіту ШГф5, ШГф4. Враховуючи високу вартість міді та закономірності її впливу на механічні властивості високоміцного чавуну, є раціональним її застосування для легування у кількості 1,0-1,2 %. При литті тонкостінних виливків масова частка міді у високоміцному чавуні може бути дещо меншою.

Кімстач Т.В., Воронко Ю.С., Лігай Є.Р., Прусков Р.В.
(Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро)

ВИМОГИ ДО КОНСТРУКЦІЙНОЇ ЛИВАРНОЇ БРОНЗИ

E-mail: 1375tatyana@gmail.com

Ливарні бронзи на сьогодні - затребувані сплави з яких виготовляють литі деталі, що використовують практично на всіх промислових підприємствах, авіа-, у судно-, машино- та приладобудуванні, у побутовій техніці, для ювелірних та художніх виробів тощо. З-поміж ливарних бронз промислового значення особливе місце займають безолов'яні ливарні бронзи системи Cu-Al, що мають високу корозійну стійкість, міцність і підвищені антифрикційні властивості. Ливарні алюмінієві бронзи - багатокомпонентні сплави, які додатково леговані присадками заліза, марганцю, нікелю та цинку. Залізо в алюмінієвій бронзі (БрА9Ж3Л) подрібнює зерно, пригнічує схильність литої бронзи до самовідпалу, підвищує її міцність та пластичність. Якщо у структурі бронзи присутня самостійна залізиста фаза, то корозійна стійкість бронзи значно знижується, а сама бронза стає слабомагнітною. Марганець підвищує міцність та пластичність бронзи (БрА9Мц2, БрА10Мц2Л), її корозійну стійкість у прісній воді, паливі та паровій атмосфері при температурах до 250 °С. Тим не менш, литі деталі з таких бронз характеризуються не високою корозійною стійкістю у морській воді та морському тумані. Нікель, утворюючи в бронзі (БрА10Ж4Н4Л, БрА11Ж6Н6) інтерметалідні фази, надає їй здатність до дисперсійного твердіння під час загартування та старіння. З таких алюмінієвих бронз виготовляють як деталі для нафтової, хімічної та харчової апаратури, що працюють при температурах до 500 °С, так і арматуру, яка працює у морській воді. Цинк знижує технологічні властивості бронз, але покращує плинність та стійкість бронз до стирання. Виходячи з цього, на думку авторів, перспективними мають бути нові марки бронз, що не містять заліза, цинку та нікелю, але при цьому мають високі ливарні властивості, зокрема, інтервал кристалізації 40…80 °С, механічні властивості на рівні бронзи БрА9Ж3Л, а корозійну стійкість у промисловій атмосфері, морському тумані та морській воді на рівні морської бронзи БрА11Ж6Н6.

Білий О.П., Білий А.П., Марушка М.М., Прусков Д.В.
(Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро)

ЯКІСНА ОЦІНКА ЕФЕКТИВНОСТІ РОБОТИ НАДЛИВІВ

E-mail: baplitvo@gmail.com

Якісну оцінку ефективності роботи надливів проводили за результатами візуального виявлення усадкової раковини або рихлоти у стіні виливка в місцях установки на нього надливів, які під час заливання ливарної форми були заповнені розплавом за такими схемами:

- схема 1 – верхній надлив, який заповнений розплавом через ливник;
- схема 2 – верхній надлив, який заповнений розплавом через стіну виливка;
- схема 3 – бічний надли , який заповнений розплавом через ливник;
- схема 4 – бічний надлив, який заповнений розплавом через стіну виливка;
- схема 5 – нижній надлив, який заповнений розплавом через ливник малого поперечного перерізу;
- схема 6 – нижній надлив, який заповнений розплавом через ливник великого поперечного перерізу;
- схема 7 – нижній надлив, який заповнений розплавом через стіну виливка.

Дослідження проводили на пласкому виливку (бронза БрА9Ж3Л) з габаритними розмірами 15×100×300 мм, який у ливарній формі був у вертикальному положенні відносно свого найбільшого габаритного розміру. Ливарну форму виготовляли з піщано-рідкоскляної суміші. Усадкові дефекти у виливках під місцем розташування надливів виявляли візуально після розрізання виливка та надлива вздовж їх вертикальної осьової площини.

Встановлено, що в усіх випадках, коли під час заливання ливарної форми надлив заповнюється розплавом через стіну виливка, а також коли нижній надлив був заповнений через ливник малого поперечного перерізу, у виливку в місці розташування шийки надлива виникає усадкова раковина або рихлота. Виходячи з цього, при проектуванні конструкції ливниково-живлючої системи треба виходити з того, що будь який надлив виливка повинен заповнюватися розплавом під час заливання ливарної форми виключно через надлив.

Velychkovych Andrii, Andrusyak Andriy, Petryk Ivan
(IFNTUOG, Ivano-Frankivsk)

DETERMINATION THE ADDITIONAL HOOP STRESSES OF AN OVERPASS PIPELINE INTERACTION WITH A SUPPORT

E-mail: *a_velychkovych@ukr.net*

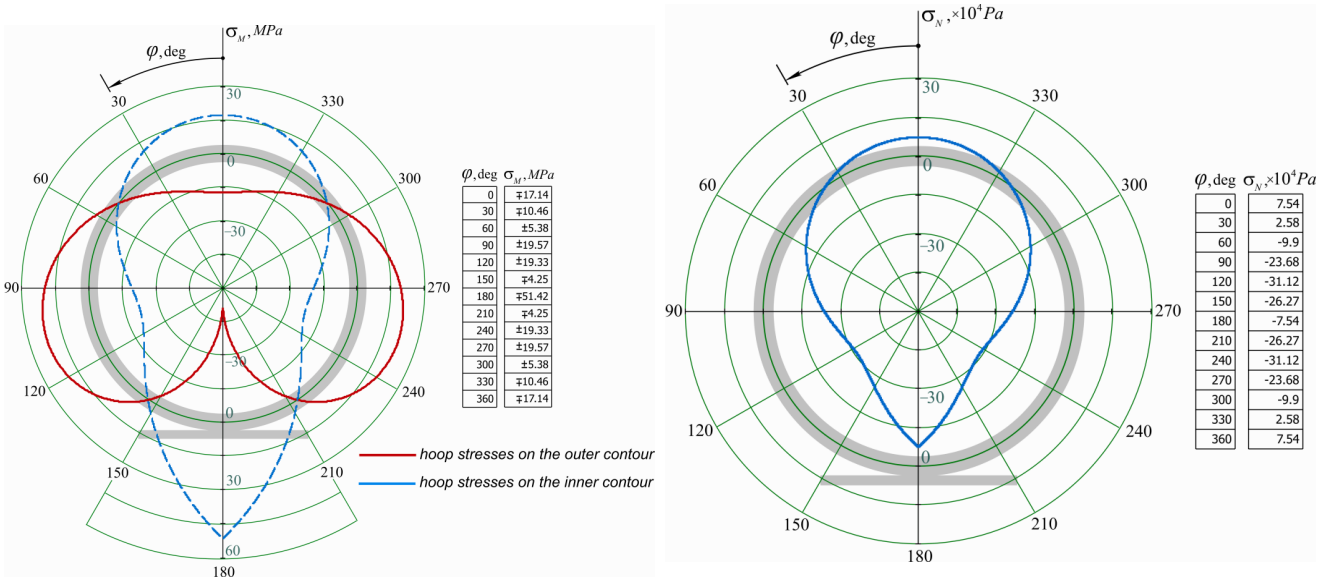
Today, pipelines are the safest and most economical way to transport petroleum products and one of the key components of modern energy infrastructure. Nevertheless, pipeline systems are associated with certain risks that can lead to environmental disasters. In the practice of construction of oil pipelines in mountainous areas, beam-type overpasses are often used. According to the results of the analysis of overpass transitions, such defects as a change in the shape of the pipe and local bulges in the area of the support nodes of the oil pipelines were revealed. The development of new and improvement of existing methods of studying the stress-strain state of overpasses of oil pipelines are really relevant applied problems, the solution of which will contribute to increasing the safety of pipeline transport.

Consider the model of the two-section overpass of the oil pipeline, which is built in the mountainous area [1, 2]. The effect of volume forces and operating loads on the support will cause a reaction P. Let's choose a pipe element of unit length above the support. All loads that cause the reaction of the support are represented by the averaged integral equivalent q which has the vertical direction and is distributed over the middle surface of the selected element of the pipe, the radius of which is R, and the wall thickness is h. The interaction of the oil pipeline with the support causes the occurrence of additional hoop stresses $\sigma_{\varphi}^{\text{add}}$, which consist of stresses from the influence of the bending moment σ_M and stresses from the action of the hoop force σ_N:

$$\sigma_M = \frac{1}{2\pi}\frac{6PR}{bh^2}\left[\varphi\sin\varphi + \frac{1}{2}\cos\varphi - 1 - \sin\varphi\cdot H(\varphi-\pi)\right], \quad (1)$$

$$\sigma_N = \frac{1}{2\pi}\frac{P}{bh}\left[\frac{1}{2}\cos\varphi - \varphi\sin\varphi + 2\pi\sin\varphi\cdot H(\varphi-\pi)\right]. \quad (2)$$

Let's analyze the obtained formulas on the numerical example of the support node of one of the overpass of the Druzhba oil pipeline in the Carpathians. We take into account that on the intermediate support of the overpass of the oil pipeline, the reaction is equal to $P = 9\ kN$ (this value was obtained experimentally). The diameter of the pipe is 720 mm, and the wall thickness is 9.5 mm. Fig. 1, a shows the distribution of hoop stresses σ_M that arise due to the influence of the bending moment. Stress σ_M is unevenly distributed along the pipe wall thickness (in the outer (red solid line) and inner (blue dashed line) contours of the pipe cross-section). The highest modulus value of such stresses occurs at $\varphi = 2\pi$, $|\sigma_M| = 51.4 MPa$, these stresses are tensile on the inner contour of the pipe cross-section and compressive on the outer contour of the cross-section pipe. Fig. 1, b shows the distribution of hoop stresses σ_N, which arise due to the influence of the hoop force. In most of the pipe they are compressive, only in the small upper area of the pipe these stresses are tensile. If we compare the absolute values of stresses σ_N and σ_M, then σ_N obviously have the significantly smaller effect on the strength of the pipe material.



φ, deg	σM, MPa
0	∓17.14
30	∓10.46
60	±5.38
90	±19.57
120	±19.33
150	∓4.25
180	∓51.42
210	∓4.25
240	±19.33
270	±19.57
300	±5.38
330	∓10.46
360	∓17.14

φ, deg	σN, ×10⁴ Pa
0	7.54
30	2.58
60	-9.9
90	-23.68
120	-31.12
150	-26.27
180	-7.54
210	-26.27
240	-31.12
270	-23.68
300	-9.9
330	2.58
360	7.54

a b

Fig. 1. The distribution of hoop stresses σ_M (a) and σ_N (b) that arise due to the interaction of the oil pipeline with the support

The normal pressure in the oil pipeline creates operational hoop tensile stresses in the pipe material. Therefore, the additional tensile stresses, which add up to the standard stresses, have a harmful effect on the strength of the oil pipeline. Analysis of formulas (1), (2) and graphs in Fig. 1 allows us to do the following conclusion. As a result of the interaction of the oil pipeline with the support, the maximum tensile stresses occur on the inner contour of the pipe cross-section in the contact area. These stresses can be determined by the following formula:

$$\sigma_{\varphi}^{\text{add}} = \frac{1}{4\pi}\frac{P}{bh}\left(18\frac{R}{h}-1\right). \qquad (3)$$

Figure 2 illustrates the effect of the ratio of the pipe's radius to the wall thickness on the value of the additional hoop stresses. The greater the ratio R/h, the greater the additional hoop stresses caused by the interaction of the pipe with the support, other things being equal.

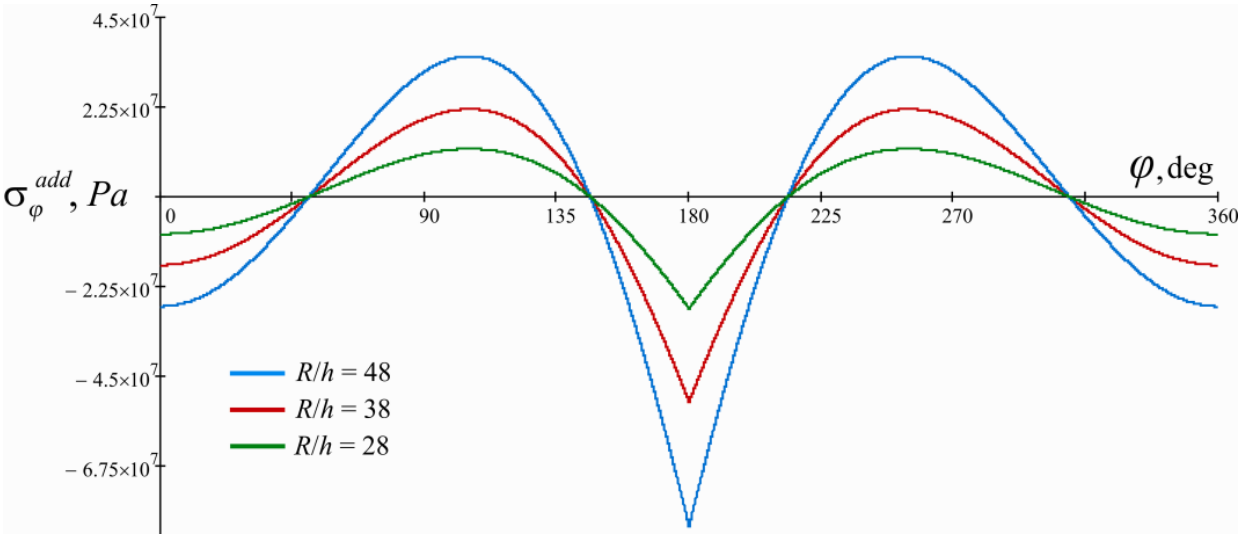


Fig. 2. The influence of the ratio of the pipe's radius to the wall thickness on the value of additional hoop stresses that arise due to the interaction of the oil pipeline with the support

The results of the study represent the engineering theory that allows analyzing the behavior of the support node of the oil pipeline and provides the numerical correction to traditional formulas for strength estimation.

1. Velychkovych, A.; Andrusyak, A.; Pryhorovska, T.; Ropyak, L. Analytical model of oil pipeline overground transitions, laid in mountain areas. *Oil Gas Sci. Technol*. 2019, 74, 65.

2. Dutkiewicz, M.; Velychkovych, A.; Andrusyak, A.; Petryk, I.; Kychma, A. Analytical Model of Interaction of an Oil Pipeline with a Support of an Overpass Built in a Mountainous Area. *Energies* 2023, *16*, 4464.

Горбань М.В., Тесля С.Ю., Соловйова Т.О.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м Київ)

ФОРМУВАННЯ МІКРОСТРУКТУРИ ПОРОШКОВИХ БІОМАТЕРІАЛІВ НА ОСНОВІ МАГНІЮ ТА ЦИНКУ

E-mail: gorban.max@lll.kpi.ua

Сучасні тенденції медичної галузі показали перспективу та високий темп розвитку біоматеріалів, а потреба у надсучасних протезах все більше зростає [1]. Це свідчить про необхідність розробки нових технологій та матеріалів. Біоматеріал на основі магнію та цинку вже довгий час набуває актуальності, як дешевша альтернатива більш дорожчим металам. Але складність задачі полягає саме у вірній підготовці матеріалу, оскільки зв’язка магнію та цинку під час кристалізації може армуватись крихкими інтерметалідами, які знижують міцність [2].

Дослідження показали [3], що необхідно розробити зразок з високочистого порошку, з мінімальною кількістю домішок, також, що добавка цинку покращує механічні та антикорозійні властивості матеріалу, але важливо зазначити, що матеріали повинні бути максимально чистими магній (99,99 мас.%) та цинк (99,999 мас. %) [4].

Прогрес розвитку медицини та протезування потребує ефективного вивчення та розвитку нових матеріалів. Традиційні матеріали такі, як матеріали на основі

титану є доволі дорогими, для виготовлення простих протезів, тому біоматеріали на основі зв'язки магній цинку є ефективними, за рахунок своєї ціни [5].

Метою даної роботи є дослідження формування структури біоматеріалів на основі магнію та цинку, взятих у евтектичному співвідношенні (51,3 мас. % Zn та 48,7 мас. % Mg) та порошків ZK61 (Mg-Zn-Zr) і WE43 (Mg-Zn-Zr-Y-Gd-Nd), отриманих розпиленням газом. В якості вихідних порошків були взяті стружка магнію (150-200 мкм), цинк (5 мкм) та 5 мас.% порошків попередньо легованого магнію (WE43 та ZK61) з середнім розміром частинок 44 мкм.

Важливим аспектом роботи є досягнення високої чистоти виробів, оскільки магній може утворювати нові фази, які є шкідливими для організму людини, тому важливо проводити отримання зразків у інертному середовищі (аргоні), оскілки магній є активною речовиною.

Зразки пройшли термічну обробку спіканням за температури 430 °C протягом 30 хв. Для подальших дослідів зразки були використані наступні методи: оптична мікроскопія, електронна мікроскопія, рентгеноструктурний аналіз, вимірювання мікротвердості.

Встановлено, що під час спікання за 430 °C цинк розплавляється та утворює евтектику з магнієм, у цих місцях стружка втрачає свою морфологію та розділяється на фрагменти, які відрізняються за складом (α-Mg та Mg_7Zn_3). Навколо частинок WE43 та ZK61 знаходяться ділянки з цинком, який не провзаємодіяв з попередньо легованим порошком внаслідок низької температури спікання та малого часу витримки. Визначено, що твердість сплаву Mg-Zn-WE після спікання становить 83 HV0.1, на відміну від Mg-Zn-ZK 57.3 HV0.1. Така різниця мікротвердості пов'язана з наявністю інтерметалідів рідкоземельних елементів у вихідних порошках WE43.

Дослідження цих біоінертних матеріалів відкривають величезні можливості розробки нових дешевих протезів. Важливо зазначити, що ці матеріали повинні бути максимально чистими, за для зменшення окислення, оскільки це може негативно проявитися на пацієнту. Ці матеріали потенційно можуть зробити протезування більш доступним, що у теперішній кризовий час буде надзвичайно корисним. Та для повного застосування цих біоматеріалів необхідне подальше дослідження з рівномірним розподілом елементів, впливу температур та часу спікання та вимірювання корозійної стійкості. Такий аналіз більше дозволить розуміти методи покращення цих матеріалів та дозволить вдосконалить використання протезування та розвинути дану галузь.

Magnesium-Based Temporary Implants: Potential, Current Status, Applications, and Challenges Influence / Sankaranarayanan Seetharaman, Dhivya Sankaranarayanan, Manoj Gupta.– Department of Mechanical Engineering, College of Design and Engineering, National University of Singapore.– Published: 17 June 2023.– 40 P.– Mode of access : https://www.mdpi.com/2079-4983/14/6/324. – Title from the screen. – Date of review 20.04.2024.

Magnesium Implants: Prospects and Challenges / Parama Chakraborty Banerjee, Saad Al-Saadi, Lokesh Choudhary and others // Department of Chemical Engineering, Monash University. – Published: 3 January 2019. – Mode of access : https://www.ncbi.nlm.nih.gov/pmc/articles/PMC6337251/ .– Title from the screen. – Date of review 20.04.2024.

High purity biodegradable magnesium coating for implant application / Pravahan Salunke, Vesselin Shanov, Frank Witte. – Materials Science and Engineering: B. – Volume 176. – ssue 20. – 15 december 2011. – Pages 1711-1717.– Mode of access : https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0921510711003230 .– Title from the screen. – Date of review 20.04.2024.

Influence of zinc on the microstructure, mechanical properties and in vitro corrosion behavior of magnesium–zinc binary alloys / Erkan Koç, Bobby Kannan, Mehmet Ünal, Ercan Candan.– Journal of Alloys and Compounds.– Volume 648. – 291-296 Pages. – Mode of access : https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0925838815303637 .– Title from the screen. – Date of review 20.04.2024.

Human Mesenchymal Stem Cells Response to Magnesium-based Biomaterials / M.N. Siti Noor Fazliah, M.M. Yusuf, T.K. Abdullah, H. Zuhailawati.– Procedia Chemistry. – Vol.19. – P. 75-82. – Mode of access : https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1876619616001649 .– Title from the screen. – Date of review 20.04.2024.