

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ

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

ІНЖЕНЕРНО-ФІЗИЧНИЙ ФАКУЛЬТЕТ



НОВІ МАТЕРІАЛИ І ТЕХНОЛОГІЇ
В МАШИНОБУДУВАННІ

МАТЕРІАЛИ

IX Міжнародної науково-технічної конференції

конференція присвячена ювілейним датам
100 років від дня народження проф. Єфіменко Г. Г.
80 років від дня народження проф. Макаревича О. П.
80 років від дня народження доц. Лютого В. О.

Україна, Київ

2017

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ

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

ІНЖЕНЕРНО-ФІЗИЧНИЙ ФАКУЛЬТЕТ



**НОВІ МАТЕРІАЛИ І ТЕХНОЛОГІЇ
В МАШИНОБУДУВАННІ**

МАТЕРІАЛИ

IX Міжнародної науково-технічної конференції

Україна, Київ

2017

УДК 621.74-027.31(082)

ББК 34.61я43

Н73

Рекомендовано до друку вченою радою ІФФ НТУУ „КПІ”

Протокол № 04/17 від 24.04.2017 р.

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, теорії кристалізації і твердіння виливків, розроблення і використання перспективних формувальних матеріалів і сумішей, сучасні технології виготовлення ливарних форм і стрижнів, моделювання технологічних процесів ливарного виробництва.

IX Міжнародна науково-технічна конференція Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2017: матеріали науково-технічної конференції, 30...31 травня 2017 р., м. Київ / загальна редакція Р. В. Лютий, І. М. Гурія. – Київ: НТУУ «КПІ», 2017. – 215 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

© НТУУ «КПІ», ІФФ, 2017

ПРОГРАМНИЙ КОМІТЕТ

Голова – Ямшинський М.М., к.т.н., доцент, завідувач кафедри ЛВЧКМ, КПІ ім. Ігоря Сікорського

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

Дібров І.А., д.т.н., проф., Президент Російської Асоціації ливарників, м. Москва

Савенок А.М., Ген. директор РУП «БМЗ», Голова Білоруської Асоціації ливарників, м. Мінськ

Мельников А.П., к.т.н., проф., Директор ОАО «БЕЛНИИЛИТ», м. Мінськ

Крутилин А.М., к.т.н., доцент, зав. кафедри МТЛП, БНТУ, м. Мінськ

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

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

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

Бурбелко А., проф. AGH University of Science and Technology, м. Краков (Польща)

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

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

Інгольф Бем, проф. кафедри ЛВ і ОМТ Університету ім. Отто фон Геріке, м. Магдебург (Німеччина)

Фесенко М.А. – учений секретар, к.т.н., доцент, КПІ ім. Ігоря Сікорського

Федоров Г.Є., к.т.н., доцент, кафедра ЛВЧКМ, КПІ ім. Ігоря Сікорського

Сиропоршнєв Л.М., к.т.н., доцент, кафедра ЛВЧКМ, КПІ ім. Ігоря Сікорського

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

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

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

Шейко О.І., к.т.н., доцент, кафедра ЛВЧКМ, КПІ ім. Ігоря Сікорського

Лютий Р.В., к.т.н., доцент, кафедра ЛВЧКМ, КПІ ім. Ігоря Сікорського

Артем'єв В.В., кафедра ЛВЧКМ, КПІ ім. Ігоря Сікорського

Фесенко К.В., к.т.н., кафедра ЛВЧКМ, КПІ ім. Ігоря Сікорського

Лук'яненко І.В., кафедра ЛВЧКМ, КПІ ім. Ігоря Сікорського

ЗМІСТ

<i>Гурія І.М. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ЙОГО СПОСІБ ЖИТТЯ – ОСОБИСТИЙ ПРИКЛАД.....</i>	<i>11</i>
<i>Прилуцький М.І., Самарай В.П. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ОСВІТА КРІЗЬ ЖИТТЯ (ДО 100-РІЧЧЯ ВІД ДНЯ НАРОДЖЕННЯ Г. Г. ЄФІМЕНКА).....</i>	<i>12</i>
<i>Прилуцький М.І., Федоров Г.Є., Платонов Є.О., Лютий Р.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) 80 РОКІВ ВІД ДНЯ НАРОДЖЕННЯ В. О. ЛЮТОГО.....</i>	<i>16</i>
<i>Афтанділянц Е.Г., Лопатько К.Г., Полищук А.В. (НУБІП, г. Киев) МОДИФИЦИРОВАНИЕ МЕДИ НАНОЧАСТИЦАМИ МЕДИ.....</i>	<i>19</i>
<i>Ахмед Сундус Мохаммед, Акимов О.В., Костик Е.А. (НТУ «ХПИ», г. Харьков) ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ АУСТЕНИСТНЫХ СТАЛЕЙ</i>	<i>20</i>
<i>Багі Йозеф (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) СУЧАСНІ ПОРШНЕВІ СПЛАВИ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІЮ</i>	<i>21</i>
<i>Бачинский Ю.Д., Бубликов В.Б., Ясинский А.А., Зеленая Л.А. (ФТИМС НАН Украины, г. Киев) ЦЕЛЕСООБРАЗНОСТЬ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ЛЕГИРОВАННОГО МЕДЬЮ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА.....</i>	<i>22</i>
<i>Бачинский Ю.Д., Бубликов В.Б. (ФТИМС НАН Украины, г. Киев) ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ КРЕМНИЯ В FeSiMg ЛИГАТУРЕ НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА.....</i>	<i>23</i>
<i>Биба Є.Г., Лобода П.І., Степанов О.В., Глухоєдов Р.С. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЇ СИНТЕЗУ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ МЕТАЛОКЕРАМІЧНОГО КОМПОЗИТУ Ti₃SiC₂.....</i>	<i>24</i>
<i>Биба Є.Г., Чабан А.С., Лобода П.І. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ОДЕРЖАННЯ ТА ВЛАСТИВОСТІ КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ СИСТЕМИ TiAl – TiV₂.....</i>	<i>25</i>
<i>Богущевський В.С., Антоневич О.О. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ДИНАМІЧНЕ ОПЕРАТИВНЕ КЕРУВАННЯ ГНУЧКОЇ АВТОМАТИЗОВАНОЇ ДІЛЯНКИ ЛИТТЯ ПІД ТИСКОМ</i>	<i>26</i>
<i>Богущевський В.С., Самарай Р.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) АВТОМАТИЧНИЙ КОНТРОЛЬ УТВОРЕННЯ ШАРУ ЗМАЩУВАЛЬНО-ОХОЛОДЖУВАЛЬНОЇ РІДИНИ НА СТІНКАХ КАМЕРИ ПРЕСУВАННЯ ПРЕС-ФОРМИ</i>	<i>28</i>
<i>Богущевський В.С., Скачок О.Е. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ВИГОТОВЛЕННЯ МЕТАЛІЗОВАНИХ ОКАТИШІВ ДЛЯ КОНВЕРТЕРНОГО ПРОЦЕСУ</i>	<i>29</i>
<i>Бондар А.К.¹, Лютий Р.В.¹, Федоров М.М.² (¹КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ; ²ДДМА, м. Краматорськ) ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ СТРИЖНЕВОЇ СУМІШІ З ЦИРКОНОВИМ НАПОВНЮВАЧЕМ НА ВЛАСТИВОСТІ ФОРМУВАЛЬНОЇ СУМІШІ</i>	<i>30</i>
<i>Бондар Т.С., Федоров Г.Є. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ЛИВАРНІ ВЛАСТИВОСТІ ЖАРОСТІЙКИХ СТАЛЕЙ З ВИСОКИМ ВМІСТОМ ХРОМУ</i>	<i>31</i>
<i>Борисов А.Г., Шейгам В.Ю. (ФТИМС НАН Украины, г. Киев) ПРЯМОЙ ТЕРМИЧЕСКИЙ МЕТОД РЕОЛИТЬЯ СПЛАВА ЦА27 НА ОСНОВЕ ЦИНКА.....</i>	<i>32</i>
<i>Бубликов В.Б., Нестерук О.П., Бачинський Ю.Д., Моїсєєва Н.П. (ФТИМС НАН України, м. Київ) ПІДВИЩЕННЯ ЕФЕКТИВНОСТІ МОДИФІКУВАННЯ В ПРОТОКОВИХ РЕАКТОРАХ ЛИВНИКОВИХ СИСТЕМ.....</i>	<i>33</i>
<i>Бубликов В.Б., Бачинский Ю.Д. (ФТИМС НАН Украины, г. Киев) FeSiMgCa ЛИГАТУРЫ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА.....</i>	<i>34</i>
<i>Бубликов В.Б., Берчук Д.М., Медвідь С.М. (ФТИМС НАН України, м. Київ) ДВОСТАДІЙНЕ ВНУТРІШНЬОФОРМОВЕ МОДИФІКУВАННЯ</i>	<i>35</i>
<i>Бубликов В.Б., Нестерук Е.П., Бачинский Ю.Д., Моисеева Н.П. (ФТИМС НАН Украины, г. Киев) К ВОПРОСУ ОБ УПРАВЛЕНИИ ПРОЦЕССОМ МОДИФИЦИРОВАНИЯ РАСПЛАВА ЧУГУНА В ПРЕДКРИСТАЛЛИЗАЦИОННОМ ПЕРИОДЕ.....</i>	<i>36</i>
<i>Бубликов В.Б.¹, Сиропоринцев Л.М.², Форсюк О.І.², Берчук Д.М.¹ (¹ФТИМС НАН України; ²КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСУ ВНУТРІШНЬОФОРМОВОГО МОДИФІКУВАННЯ ЧАВУНУ ЛІГАТУРОЮ ЖКМК-4.....</i>	<i>36</i>
<i>Бубликов В.Б., Ясинский А.А., Бачинский Ю.Д., Ясинская Е.А. (ФТИМС НАН Украины, г. Киев) ВЛИЯНИЕ КАЧЕСТВА РАСПЛАВА И ЛЕГИРОВАНИЯ МЕДЬЮ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА ПЕРЛИТНОГО КЛАССА.....</i>	<i>37</i>
<i>Бубликов В.Б. (ФТИМС НАН України, м. Київ) ІСТОРІЯ СТВОРЕННЯ ІЗОТЕРМІЧНО ЗАГАРТОВАНОГО ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ З АУСТЕНИТО- ФЕРИТНОЮ МЕТАЛЕВОЮ ОСНОВОЮ</i>	<i>38</i>

Буря А.И., Ерёмченко А.В., Томина А.-М.В. (ДГТУ, г. Каменское) ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ ВОЛОКНА ВНИИВЛОН НА ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ОРГАНОПЛАСТИКОВ НА ОСНОВЕ АРОМАТИЧЕСКИХ ПОЛИАМИДОВ	39
Верболюз І.М.¹, Колибашкін С.О.¹, Шелягін В.Д.², Бернацький А.В.², Сіора О.В.², Бістрікер Ф.Е.² (¹КПІ ім. Ігоря Сікорського; ²ІЕЗ ім. Є.О. Патона, м. Київ) ДОСЛІДЖЕННЯ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ОСОБЛИВОСТЕЙ ЛАЗЕРНОГО ЗВАРЮВАННЯ СТИКОВИХ З'ЄДНАНЬ З НЕРЖАВІЮЧИХ СТАЛЕЙ В РІЗНИХ ПРОСТОРОВИХ ПОЛОЖЕННЯХ.....	40
Візіренко М.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) УСАДКОВА ПОРИСТИСТЬ І УСУНЕННЯ ДАНОГО ДЕФЕКТУ В УМОВАХ ВИРОБНИЦТВА.....	41
Гнатуш В.А., Самарай В.П. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) СТОСОВНО СТРАТЕГІЇ ПРОДАЖУ ОСВІТНІХ ПОСЛУГ ЗА МЕТАЛУРГІЙНИМИ СПЕЦІАЛЬНОСТЯМИ В РИНКОВИХ УМОВАХ.....	42
Гнатуш В.А., Самарай В.П. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ТРЕНДИ СВІТОВОГО РИНКУ СТАЛІ НА ПОЧАТКУ ХХІ СТОЛІТТЯ	44
Головаченко В.П., Дука В.М., Вернидуб А.Г., Дядюра А.С. (ФТИМС НАН України, г. Київ) ЭКСПРЕСС МЕТОДИКА ОПРЕДЕЛЕНИЯ СТЕПЕНИ ГАЗОНАСЫЩЕННОСТИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ. 47	
Головаченко В.П., Дука В.М., Цир Т.Г., Вернидуб А.Г. (ФТИМС НАН України, г. Київ) О НОВОЙ ТЕХНОЛОГИИ РЕО- ТИКСОЛИТЬЯ	47
Гордійчук З.О., Шейко О.І. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) УДОСКОНАЛЕННЯ СПОСОБІВ ПІДВИЩЕННЯ ЕФЕКТИВНОСТІ ПРОТИПРИГАРНИХ ПОКРИТТІВ	48
Гурія І.М., Нечипоренко І.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ПОРШНЕВІ СПЛАВИ В МАШИНОБУДУВАННІ	50
Гуцик Д.В.¹, Кравченко О.І.¹, Юркова О.І.¹, Бякова О.В.² (¹КПІ ім. Ігоря Сікорського; ²ІПМ ім. І.М. Францевича, м. Київ) МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ КВАЗІКРИСТАЛІЧНОГО Al₉₄Fe₃Cr₃ СПЛАВУ, ПІСЛЯ ФОРМУВАННЯ В УМОВАХ КВАЗІГІДРОСТАТИЧНОГО СТИСКУ.....	51
Дегерменджі А.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ВИКОРИСТАННЯ ЗНОСОСТІЙКИХ ВИСОКОХРОМИСТИХ ЧАВУНІВ В МАШИНОБУДУВАННІ.....	52
Доній О.М., Лютий Р.В., Стрілець Т.А., Фон Прусс М.А. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ПОСТАНОВКА ЗАДАЧІ РОЗРАХУНКУ ТЕПЛООВОГО ПОЛЯ В СИСТЕМІ «ФОРМА-РОЗПЛАВ-СТРИЖЕНЬ».....	54
Доній О.М., Стрілець Т.А., Фон Прусс М.А. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ІНФОРМАЦІЙНО-ТЕХНОЛОГІЧНИЙ КОМПЛЕКС ПРОГНОЗУВАННЯ СТРУКТУРИ І ВЛАСТИВОСТЕЙ МЕТАЛІВ І СПЛАВІВ	55
Дорошенко В.С., Шинський В.О. (ФТИМС НАН України, г. Київ) КОНВЕЙЕРНЫЕ ПРОЦЕССЫ ЛИТЬЯ ПО ГАЗИФИЦИРУЕМЫМ МОДЕЛЯМ.....	57
Дорошенко В.С., Шинський В.О. (ФТИМС НАН України, г. Київ) КОНВЕЙЕРНЫЕ ЛИНИИ С УСКОРЕННЫМ ОБОРОТОМ ВАКУУМИРУЕМОЙ ФОРМОВОЧНОЙ ОСНАСТКИ И РЕГУЛИРУЕМЫМ ОХЛАЖДЕНИЕМ ОТЛИВОК.....	58
Дорошенко В.С., Шинський В.О. (ФТИМС НАН України, г. Київ) НОВЫЕ КОНСТРУКЦИИ И СПОСОБЫ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ЛЕДЯНЫХ МОДЕЛЕЙ.....	60
Дорошенко В.С., Шинський В.О. (ФТИМС НАН України, г. Київ) НОВЫЕ ПАТЕНТЫ ПО ТЕХНОЛОГИИ ПЕСЧАНОЙ ФОРМЫ И ПРОЦЕССАМ ЛИТЬЯ ПО РАЗОВЫМ МОДЕЛЯМ.....	60
Дорошенко В.С., Яковичин О.А., Шинський В.О. (ФТИМС НАН України, г. Київ) СНИЖЕНИЕ ПЛОТНОСТИ ПЕНОМОДЕЛЕЙ И ПОВЫШЕНИЕ ЧИСТОТЫ ИХ ПОВЕРХНОСТИ ПРИ ОБРАБОТКЕ ХОЛОДОМ ГРАНУЛ ПЕНОПОЛИСТИРОЛА	62
Дорошенко В.С. (ФТИМС НАН України, г. Київ) ФОРМООБРАЗОВАНИЕ РЕАКЦИОННЫХ КАМЕР С МЕЛКОЯЧЕИСТЫМИ ФИЛЬТРАМИ ДЛЯ ВНУТРИФОРМЕННОГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ ЧУГУНА.....	63
Дорошенко В.С. (ФТИМС НАН України, г. Київ) ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ МЕТОДА ДОПОЛНЕННОЙ РЕАЛЬНОСТИ В ЛИТЕЙНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ.....	64
Дорошенко В.С. (ФТИМС НАН України, г. Київ) ТЕРМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ЧШГ ПРИ ЛИТЬЕ И ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ЗАКАЛКЕ С ПОМОЩЬЮ ЛИТЫХ ПРОБ ПО ЛГМ-ПРОЦЕССУ	65
Дорошенко М.Г. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) КОМПОЗИЦІЙНІ МАТЕРІАЛИ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ БРОНІ	66
Єчко Л.А., Дегула А.І. (СумДУ, м. Суми) МАТЕМАТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ЛИВАРНИХ ПРОЦЕСІВ	67
Жбанова О.М., Бялік Г.А., Сайтгареев Л.Н. (ДВНЗ «Криворізький національний університет», м. Кривий Ріг) ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ІМПУЛЬСНОГО СТРУМУ НА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ ГАРТОВАНОЇ СТАЛІ 35ГЛ	68

Жижкина Н.А. (ФГБОУ ВО «БГТУ», г. Брянск) ЛИСТОПРОКАТНЫЙ ВАЛОК	69
Завертайло М.В., Ямшинський М.М. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) РОЗРОБЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЙ ВИГОТОВЛЕННЯ ВИЛИВКІВ ІЗ ДИФЕРЕНЦІЙОВАНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ ПОВЕРХНІ	70
Затуловский А.С., Косинская А.В. (ФТИМС НАН Украины, г. Киев) ЛИТЫЕ АЛЮМОМАТРИЧНЫЕ КОМПОЗИТЫ, АРМИРОВАННЫЕ «IN-SITU» ЧАСТИЦАМИ	71
Затуловский А.С., Лакеев В.А., Щерецкий В.А., Ивахненко М.О. (ФТИМС НАН Украины, г. Киев) ЛИТЫЕ КОМПОЗИТЫ С СИЛУМИНОВОЙ МАТРИЦЕЙ, АРМИРОВАННЫЕ БРОНЗОВОЙ СТРУЖКОЙ	73
Затуловский А.С., Щерецкий В.А., Лакеев В.А., Каранда Е.А. (ФТИМС НАН Украины, г. Киев) ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ АНТИФРИКЦИОННОГО БИМЕТАЛЛА С РАЗЛИЧНОЙ ТОЛЩИНОЙ ПЛАКИРУЮЩЕГО СЛОЯ	74
Затуловский А.С., Щерецкий В.А. (ФТИМС НАН Украины, г. Киев) КОМПОЗИЦИОННЫЙ АНТИФРИКЦИОННЫЙ МАТЕРИАЛ С МАТРИЦЕЙ ИЗ БРОНЗЫ BrC30, АРМИРОВАННЫЙ СТАЛЬНЫМИ ГРАНУЛАМИ	75
Идан Алаа Фадил И, Акимов О.В., Костик Е.А. (НТУ «ХПИ», г. Харьков) КОМБИНИРОВАННАЯ ТЕХНОЛОГИЯ УПРОЧНЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ ЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ	77
Іванов В.Г., Пірожкова В.П. (ЗНТУ, м. Запоріжжя) ВПЛИВ ПОВЕРХНЕВО-АКТИВНОГО МОНООКСИДУ КРЕМНІЮ НА ФОРМОУТВОРЕННЯ ГРАФІТУ У СІРИХ ЧАВУНАХ	78
Іванова Л.Х., Ніколаєнко О.А. (НМетАУ, м. Дніпро) ЛЕГУВАННЯ БІЛОГО ЧАВУНУ ГАДОЛІНІЄМ	79
Іванова О.С., Рибак В.М. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) МАТЕМАТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ЕЛЕКТРИЧНОГО ОПОРУ ШЛАКОВОЇ ВАННИ ЕШТП	80
Іванченко Д. В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ВИБІР СКЛАДУ ФЛЮСУ, ЩО МІСТИТЬ У СВОЄМУ СКЛАДІ ТЕТРАТОРИД ЦИРКОНІЮ, ПРИЗНАЧЕНОГО ДЛЯ ЗМІЦНЕННЯ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ ЦИРКОНІЄМ	81
Калинин В.Т., Мусиенко И.О. (НМетАУ, г. Днепр) ПОВЕРХНОСТНОЕ УПРОЧНЕНИЕ ЧУГУННЫХ ОТЛИВОК НАНОДИСПЕРСНЫМИ СОЕДИНЕНИЯМИ В ПРОЦЕССЕ ИХ ЗАТВЕРДЕВАНИЯ	82
Калюжний П.Б., Кротюк С.О. (ФТИМС НАН України, м. Київ) ВИГОТОВЛЕННЯ КОРПУСУ ЗАПІРНОЇ АРМАТУРИ ЛИТТЯМ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ	83
Каніболоцький Д.С., Верховлюк А.М., Щерецький О.А., Афанасієв М.В. (ФТИМС НАН України, м. Київ) МОДЕЛЮВАННЯ СТРУКТУРИ РОЗПЛАВУ Al – 0,2% Ti	85
Кисла Г.П., Сисоєв М.О., Баліцький О.М., Лобода П.І. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) СПЛАВИ СИСТЕМИ ZrO₂ – NbV₂	86
Клименко В.А., Шейко О.І. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ДОСЛІДЖЕННЯ МІЦНОСТІ ПІЩАНО-ГЛИНИСТИХ СУМІШЕЙ З НАПОВНЮВАЧЕМ РІЗНОГО ГРАНУЛОМЕТРИЧНОГО СКЛАДУ	87
Клименко В.А. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ДОСВІД ЗАСТОСУВАННЯ СТАТИСТИЧНИХ МОДЕЛЕЙ ПРИ ДОСЛІДЖЕННІ СУМІШЕВИХ СИСТЕМ У ЛИВАРНОМУ ВИРОБНИЦТВІ І ВЕЛИКІЙ МЕТАЛУРГІЇ	89
Клименко С.И.¹, Маляр В.А.² (¹ФТИМС НАН Украины; ²ПАО «Финигриф», г. Киев) ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГРАФИТ-СОДЕРЖАЩИХ БРИКЕТОВ НА ПОЛИСТИРОЛЬНЫХ СВЯЗУЮЩИХ ДЛЯ НАУГЛЕРОЖИВАНИЯ ЧУГУНА	92
Ковальчук О.Г., Ямшинський М.М., Федоров Г.Є. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ВИЛИВКИ З ДИФЕРЕНЦІЙНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ ПОВЕРХНІ	93
Колибашкін С.О.¹, Верболоз І.М.¹, Шелягін В.Д.², Бернацький А.В.², Сіора О.В.² (¹КПІ ім. Ігоря Сікорського; ²ІЕЗ ім. Є.О. Патона, м. Київ) ЛАЗЕРНЕ ЗВАРЮВАННЯ БАГАТОКОМПОНЕНТНИХ ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВІВ НА ОСНОВІ СИСТЕМИ Nb-Ti-Al	94
Кочешков А.С., Шульга Г.С., Тошева О.Ю. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) МЕТОДОЛОГІЯ ВИЗНАЧЕННЯ РЕЖИМІВ ПРОЖАРЮВАННЯ ФОРМ-МОНОЛІТІВ З ГІПСОКРЕМНЕЗЕМИСТИХ СУМІШЕЙ	95
Кравченко В.П., Токовая Е.В. (ФТИМС НАН Украины; МНУЦИТС НАН и МОН Украины, г. Киев) МАТЕМАТИЧЕСКИЕ МЕТОДЫ АНАЛИЗА ИЗМЕРИТЕЛЬНЫХ ДАННЫХ ДЛЯ РЕШЕНИЯ ЗАДАЧ МОНИТОРИНГА СОСТОЯНИЙ ЛИТЕЙНЫХ ПРОЦЕССОВ	96
Кругляк Д.С. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ЖАРОСТІЙКЕ ПОВЕРХНЕВЕ ЛЕГУВАННЯ	97

<i>Кулініч А.А., Онопрієнко О.О., Титаренко А.О., Небога Д. В., Лубський-Безунов А.О. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)</i> МАТЕМАТИЧНА МОДЕЛЬ ВПЛИВУ РОЗМІРУ ЗЕРНА НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВУ АМ₂БЛ	98
<i>Кустов В.В., Богаченко О.М., Присяжнюк П.М. (Івано-Франківський НТУ нафти і газу, м. Івано-Франківськ)</i> РОЗРОБЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЇ ВІБРОЕЛЕКТРОІСКРОВОГО ЛЕГУВАННЯ НІКЕЛЕМ ГРАНУЛ РЕЛІТУ	100
<i>Кушерева А.С., Лютий Р.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)</i> ПРОЦЕС РЕГЕНЕРАЦІЇ І ОСВІЖЕННЯ ВІДПРАЦЬОВАНОЇ ЛАБОРАТОРНОЇ ФОРМУВАЛЬНОЇ СУМІШІ	101
<i>Лисюк Р.О. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)</i> МОДЕЛЮВАННЯ ЕЛЕКТРИЧНОГО ОПОРУ ШЛАКОВОЇ ВАННИ ЕШТП	102
<i>Лобачова Г.Г., Іващенко Є.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)</i> СТВОРЕННЯ ФУНКЦІОНАЛЬНИХ ЕЛЕКТРОІСКРОВИХ ПОКРИТТІВ НА СПЛАВАХ ЗАЛІЗА	103
<i>Лук'яненко О.Г., Федірко, В.М., Труш В.С. (Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України, м. Львів)</i> ВПЛИВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ В ГАЗОВОМУ СЕРЕДОВИЩІ НА ТВЕРДІСТЬ ПОВЕРХНІ ТВЕЛЬНИХ ТРУБОК ЗІ СПЛАВУ Zr1%Nb	104
<i>Малинов В.Л. (ПІИ ООО «Бюро Веритас Украина», г. Мариуполь)</i> НОВЫЕ ПОРОШКОВЫЕ ЛЕНТЫ ДЛЯ НАПЛАВКИ ДЕТАЛЕЙ, РАБОТАЮЩИХ В УСЛОВИЯХ АБРАЗИВНОГО И УДАРНО-АБРАЗИВНОГО ИЗНАШИВАНИЯ	106
<i>Малинов Л.С., Бурова Д.В., Малышева И.Е. (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)</i> ПОВЫШЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И ИЗНОСОСТОЙКОСТИ СТРОИТЕЛЬНЫХ СТАЛЕЙ ДО УРОВНЯ, ПОЗВОЛЯЮЩЕГО ИСПОЛЬЗОВАТЬ ИХ ПО НОВОМУ НАЗНАЧЕНИЮ	107
<i>Малинов Л.С., Бурова Д.В. (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)</i> ЭНЕРГОСБЕРЕГАЮЩАЯ ТЕРМООБРАБОТКА МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ НАГРЕВОМ В МЕЖКРИТИЧЕСКИЙ ИНТЕРВАЛ ТЕМПЕРАТУР	108
<i>Малинов Л.С., Малышева И.Е., Бурова Д.В. (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)</i> ПОВЫШЕНИЕ АБРАЗИВНОЙ И УДАРНО-АБРАЗИВНОЙ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ СТАЛЕЙ 60С2А И 60С2ХФА ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ЗАКАЛКОЙ ИЗ МЕЖКРИТИЧЕСКОГО ИНТЕРВАЛА ТЕМПЕРАТУР (МКИТ)	109
<i>Малинов Л.С. (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)</i> МАЛОНИКЕЛЕВЫЕ И БЕЗНИКЕЛЕВЫЕ МАРТЕНСИТНЫЕ, МАРТЕНСИТНОСТАРЕЮЩИЕ И ДИСПЕРСИОННОТВЕРДЕЮЩИЕ СТАЛИ	110
<i>Малинов Л.С. (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)</i> ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ХРОМОМАНГАНЦЕВЫЕ И МАНГАНЦЕВЫЕ СПЛАВЫ	111
<i>Малинов Л.С. (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)</i> ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ СТАЛЕЙ И ЧУГУНОВ ПРИМЕНЕНИЕМ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ ОБРАБОТКИ НЕПЛАВЯЩИМСЯ ЭЛЕКТРОДОМ	112
<i>Малинов Л.С. (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)</i> СОЗДАНИЕ В СПЛАВАХ МАКРОСКОПИЧЕСКИХ ГРАДИЕНТОВ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ	113
<i>Малинов Л.С. (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)</i> ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫЕ СПЛАВЫ И УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩИЕ ПОЛУЧЕНИЕ МНОГОФАЗНОЙ МЕТАСТАБИЛЬНОЙ СТРУКТУРЫ	114
<i>Мамішев В.А., Шинський О.Й., Соколовська Л.А. (ФТІМС НАН України, м. Київ)</i> ВПЛИВ ВНУТРІШНЬОГО І ЗОВНІШНЬОГО ТЕПЛООБМІНУ НА ТРИВАЛІСТЬ ТВЕРДНЕННЯ ВИЛИВКІВ І ЗЛИВКІВ	115
<i>Матвеева М.О., Климович Б.В., Климович В.В., Ступниченко Р.И. (НМетАУ, г. Днепр)</i> ОСОБЕННОСТИ ТЕХНОЛОГИИ ЦЕНТРОБЕЖНОГО ЛИТЬЯ ВАЛКОВ-РОЛИКОВ	116
<i>Мельничук К.І. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)</i> ПРОГРАМНЕ ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ ДЛЯ ХУДОЖНЬОГО ЛИТВА ДРІБНИХ ВИЛИВКІВ	117
<i>Меняйло Е.В., Хрычиков В.Е. (НМетАУ, г. Днепр)</i> ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ЗАТВЕРДЕВАНИЯ И ОБРАЗОВАНИЯ УСАДОЧНЫХ ДЕФЕКТОВ В ПРОКАТНОМ ВАЛКЕ ИЗ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА	118
<i>Мініцький А.В., Устенко Д.Р., Мініцька Н.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)</i> ВПЛИВ ПЛАКУВАННЯ МІДІО НА ФІЗИЧНІ ТА ТЕХНОЛОГІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЗАЛІЗНОГО ПОРОШКУ	120
<i>Нікітін С.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)</i> STRUCTURE AND PROPERTIES OF DIRECTIONALLY SOLIDIFIED TiB₂-SiC, TaB₂-SiC, NbB₂-SiC AND B₄C-NbB₂ ALLOYS	121
<i>Нурадинов А.С.¹, Осадчий А.Г.² (¹ФТІМС НАН України; ²КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)</i> ВПЛИВ ВІБРОІМПУЛЬСНОГО ОБРОБЛЕННЯ НА ФОРМУВАННЯ БЕЗПЕРЕРВНОЛИТИХ ЗАГОТОВОК	122
<i>Онішук А.І., Шейко О.І. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)</i> ДОСЛІДЖЕННЯ ПОВЕРХНЕВОЇ МІЦНОСТІ ФОРМ І СТРИЖНІВ ПРИ ВИСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ	123
<i>Павлюх С.В.¹, Лютий Р.В.¹, Федоров М.М.² (¹КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ; ²ДДМА, м. Краматорськ)</i> ЗМІНА ВЛАСТИВОСТЕЙ ФОРМУВАЛЬНОЇ СУМІШІ ПІСЛЯ ДОДАВАННЯ ЗВОРОТУ СТРИЖНІВ	124

Петрик І.Я., Бурда М.Й. (ІФНТУНГ, м. Івано-Франківськ) ЗВ'ЯЗОК МІЖ БУДОВОЮ МЕТАЛІВ ТА ЇХ ПЛАСТИЧНІСТЮ.....	125
Пивоцук А.Р., Лютий Р.В., Кеуш Д.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) СТРИЖНЕВІ СУМІШІ З ОРТОФОСФОРНОЮ КИСЛОТОЮ ТА НЕОРГАНІЧНИМИ СОЛЯМИ МЕТАЛІВ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ВИЛИВКІВ ІЗ ЗАЛІЗОВУГЛЕЦЕВИХ СПЛАВІВ.....	126
Пінькевич В.Л. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ВИКОРИСТАННЯ КОМП'ЮТЕРНОГО МОДЕЛЮВАННЯ ЯК ІНСТРУМЕНТ ПРИ РОЗРОБЛЕННІ ТА ВПРОВАДЖЕННІ У ВИРОБНИЦТВО ЛИВАРНИХ ТЕХНОЛОГІЙ.....	127
Погрелюк І.М.¹, Труш В.С.¹, Лук'яненко О.Г.¹, Кравчишин Т.М.,¹Поболь І.Л.², Назарова О.І.² (¹Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України, Україна; ²Державний науковий заклад «Фізико-технічний інститут НАН Білорусі», Білорусь) ВПЛИВ АЗОТУВАННЯ НА МЕХАНІЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ ТИТАНОВОГО СПЛАВУ ВТ6	128
Погрелюк І.М., Лаврись С.М., Кравчишин Т.М. (ФМІ НАН України, м. Львів) ОСОБЛИВОСТІ АЗОТУВАННЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВУ ВТ22 ЗА СУМІЩЕННЯ ІЗ ЙОГО ШТАТНОЮ ТЕРМІЧНОЮ ОБРОБКОЮ	130
Погрелюк І.М., Швачко Х.С. (ФМІ НАН України, м. Львів) КІНЕТИЧНІ ЗАКОНОМІРНОСТІ ВЗАЄМОДІЇ СПЕЧЕНОГО ТИТАНУ З РОЗРІДЖЕНИМ АЗОТОМ.....	131
Пригунова А.Г.¹, [Петров С.С.²] Пригунов С.В.³, Дядюра А.С.³ (¹ФТМС НАН України, м. Київ; ²НМетАУ, м. Дніпро; ³КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ВПЛИВ ОБРОБЛЕННЯ РОЗПЛАВУ ІМПУЛЬСНИМ ЕЛЕКТРИЧНИМ СТРУМОМ НА СТРУКТУРУ І ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВУ АК5М2 В ЛИТОМУ ТА ТЕРМООБРОБЛЕНОМУ СТАНАХ.....	132
Пригунова А.Г., Кошелев М.В., Шеневидько Л.К., Бабюк В.Д., Житков Е.А., Вернидуб А.Г. (ФТМС НАН України, м. Київ) ТЕРМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ И СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ СПЛАВА АД31, ОБРАБОТАННОГО В ЖИДКОМ СОСТОЯНИИ КРАТКОВРЕМЕННЫМИ ИМПУЛЬСАМИ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА.....	133
Прилуцький М.І., Боровик В.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ВИКОРИСТАННЯ ТЕХНОГЕННИХ ВІДХОДІВ ДЛЯ ОТРИМАННЯ СТАЛЕЙ.....	135
Прокопенко С.В.¹, Наумик В.В.² (¹АТ «Мотор Січ»; ²ЗНТУ, м. Запоріжжя) ВИРОБНИЦТВО ЛИВАРНОГО АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ ПІДВИЩЕНОЇ ЧИСТОТИ ДЛЯ АВІАЦІЙНОГО МАШИНОБУДУВАННЯ.....	136
Прудкий О.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ВПЛИВ МОДИФІКУВАЛЬНИХ ДОБАВОК НА ВЛАСТИВОСТІ ГІПСО-КРЕМНЕЗЕМИСТИХ СУМІШЕЙ.....	137
Репях С.И., Костикова Е.И., Матюха М.В., Усенко Р.В. (НМетАУ, г. Днепр) ВЛИЯНИЕ ПЛАКИРОВАНИЯ ОБСЫПЧОГО МАТЕРИАЛА ЖИДКОСТЕКЛЬНОЙ КЕРАМИЧЕСКОЙ ОБОЛОЧКОВОЙ ФОРМЫ НА ЕЁ ПРОЧНОСТЬ И ЦЕЛОСТНОСТЬ ПЕРВОГО СЛОЯ	138
Репях С.И., Костикова Е.И., Матюха М.В., Усенко Р.В. (НМетАУ, г. Днепр) ВЛИЯНИЕ ПАВ НА СМАЧИВАЕМОСТЬ, КРОЮЩУЮ СПОСОБНОСТЬ ВЫПЛАВЛЯЕМОЙ МОДЕЛИ ЖИДКОСТЕКЛЬНОЙ СУСПЕНЗИЕЙ И КАЧЕСТВО БРОНЗОВЫХ ОТЛИВОК.....	139
Романець В.М., Федоров Г.Є. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ПІДВИЩЕННЯ СПЕЦІАЛЬНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЛИВАРНИХ ХРОМОАЛЮМІНІЄВИХ СТАЛЕЙ МОДИФІКУВАННЯМ ТА МІКРОЛЕГУВАННЯМ	140
Роп'як Л.Я., Величкович А.С. (ІФНТУНГ, м. Івано-Франківськ) ОСОБЛИВОСТІ ЗАСТОСУВАННЯ ШАРУВАТОГО ПОКРИТТЯ ДЛЯ РЕСТАВРАЦІЇ ШТОКА БУРОВОГО НАСОСА	141
Савоценко Г.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) СУЧАСНИЙ КОНСТРУКЦІЙНИЙ МАТЕРІАЛ ПОЛІМЕРБЕТОН.....	142
Самарай В.П., Самарай Р.В., Богущевський В.С. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ПОРІВНЯННЯ І ВИБІР ПЕРЕДАВАЛЬНИХ ФУНКЦІЙ “ТЕМПЕРАТУРА ПРЕС-ФОРМИ” ЛИТТЯ ПІД ТИСКОМ.....	143
Самарай В.П., Самарай Р.В., Богущевський В.С. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ПОРІВНЯННЯ І ВИБІР ПЕРЕДАВАЛЬНИХ ФУНКЦІЙ “ТИСК ПРЕСУВАННЯ” ЛИТТЯ ПІД ТИСКОМ.....	146
Самарай В.П. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, г. Киев) МЕТОДЫ ФИЛЬТРАЦИИ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ И РЕГУЛИРОВАНИЯ ВИБРОУПЛОТНЕНИЯ ЛИТЕЙНЫХ ФОРМ.....	148
Самарай В.П. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, г. Киев) АВТОМАТИЧЕСКОЕ УПРАВЛЕНИЕ В РЕОЛОГИИ ФОРМОВОЧНЫХ ПРОЦЕССОВ.....	149
Самарай В.П. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, г. Киев) УПРАВЛЕНИЕ СТОХАСТИЧЕСКИМИ ПРОЦЕССАМИ В ЛИТЕЙНЫХ ФОРМАХ С РАСПРЕДЕЛЕННЫМИ ПАРАМЕТРАМИ	150
Самарай В.П. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, г. Киев) МОДЕЛЬ ДИАГНОСТИКИ ЛИТЕЙНЫХ ДЕФЕКТОВ ДЛЯ ЭКСПЕРТНОЙ СИСТЕМЫ	151
Самарай В.П. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, г. Киев) АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ И ВОПРОСЫ АВТОМАТИЧЕСКОГО УПРАВЛЕНИЯ И РЕОЛОГИИ ВИБРОУПЛОТНЕНИЯ ЛИТЕЙНЫХ ФОРМ	153

Самарай Р.В., Самарай В.П., Богущевський В.С. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ПОРІВНЯННЯ І ВИБІР ПЕРЕДАВАЛЬНИХ ФУНКЦІЙ “ШВИДКІСТЬ ПРЕС-ПЛУНЖЕРА” ЛИТТЯ ПІД ТИСКОМ...	155
Самарай Р.В., Самарай В.П., Богущевський В.С. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ПОРІВНЯННЯ І ВИБІР ПЕРЕДАВАЛЬНИХ ФУНКЦІЙ “ТЕМПЕРАТУРА СПЛАВУ В ПЕЧІ” ДЛЯ ЛИТТЯ ПІД ТИСКОМ.	157
Селиверстов В.Ю., Селиверстова Т.В. (НМетАУ, г. Днепр) КОМПЬЮТЕРНЫЙ РАСЧЕТ РЕЖИМОВ ГАЗОДИНАМИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА РАСПЛАВ В ЛИТЕЙНОЙ ФОРМЕ	158
Селівьорстов В.Ю., Доценко Ю.В., Доценко Н.В. (НМетАУ, м. Дніпро) ВПЛИВ НИЗЬКОЧАСТОТНОЇ ВІБРАЦІЇ ТА МОДИФІКУВАННЯ НА МАКРОСТРУКТУРУ ВИЛИВКІВ ЗІ СПЛАВУ СИСТЕМИ Al-Si.....	159
Селівьорстов В.Ю., Доценко Ю.В. (НМетАУ, м. Дніпро) ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ НИЗЬКОЧАСТОТНОЇ ВІБРАЦІЇ ТА МОДИФІКУВАННЯ НА ЩІЛЬНІСТЬ СПЛАВУ АК7, ЩО ЗАЛИВАЄТЬСЯ В КОКІЛЬ.....	161
Сергієнко Р.А., Верховлюк А.М., Щерецький О.А., Потрух О.Г., Науменко М.І. (ФТІМС НАН України, м. Київ) ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ФАКТОРІВ НА ЕЛЕКТРОПРОВІДНІСТЬ ЛАТУНЕЙ.....	162
Сисоєв М.О., Кисла Г.П., Губай І.О., Радом'як Ю.О., Лобода П.І. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ ОТРИМАННЯ НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ КОМПОЗИТУ TiAl – B ₄ C.....	164
Скирденко М.В., Лютий Р.В., Кеуш Д.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ЗВ'ЯЗУВАЛЬНИЙ КОМПОНЕНТ ІЗ ОРТОФОСФОРНОЇ КИСЛОТИ І СУЛЬФАТУ АЛЮМІНІЮ ДЛЯ СТРИЖНЕВИХ СУМІШЕЙ.....	165
Скідін І.Е., Каратаєв Ю.Ю. (ДВНЗ «Криворізький національний університет», м. Кривий Ріг) ПЕРСПЕКТИВИ ОТРИМАННЯ ЗМІЩЕНОГО ШАРУ З КАРБІДОМ ХРОМУ ПРИ НАПЛАВЛЕННІ МЕТОДОМ СВС.....	166
Слепкін О.П., Богомол Ю.І. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ КОМПОЗИЦІЙНОГО МАТЕРІАЛУ TiB ₂ – TiSi ₂	167
Смірнова Я.О., Гурія І.М., Солодкий Є.В., Лобода П.І. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ОСОБЛИВОСТІ ВЗАЄМОДІЇ ТИТАНУ, АРМОВАНОГО ВОЛОКНАМИ МОНОБОРИДУ ТИТАНУ, З РОЗПЛАВОМ АЛЮМІНІЮ.....	168
Стаднійчук В.С. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) РОЗВИТОК ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА.....	170
Степанчук А.М., Хвасцевський М.Є., Клеков А.В., Похилько Б.А. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ОТРИМАННЯ ТА КОМПАКТУВАННЯ ІНТЕРМЕТАЛІДІВ У СИСТЕМІ Al-Fe.....	171
Степанчук А.Н., Ведель Д.В., Деркач М.О. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, г. Киев) ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ ПОСЛЕ ПЛАВКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПЛАВЛЕНОГО КАРБИДА ТИТАНА.....	173
Степанчук А.Н., Руденький С.О., Гришкевич Т.Є., Тесля С.Ю. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ПРО ВЗАЄМОЗВ'ЯЗОК ПОРИСТОСТІ КОМПАКТОВАНИХ ПОРОШКОВИХ ПРЕСОВОК З НАСИПНОЮ ТА ЩІЛЬНІСТЮ УТРУСКИ ВИХІДНИХ ПОРОШКІВ.....	175
Томін О.О. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) МЕМБРАННІ МЕТОДИ ОЧИЩЕННЯ СТИЧНИХ ВОД ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА	177
Троснікова І.Ю., Лобода П.І., Козаченко Н.С., Стукачов Д.Ю. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ВПЛИВ КІНЕТИЧНИХ ПАРАМЕТРІВ ПРОЦЕСУ КРИСТАЛІЗАЦІЇ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВІВ СИСТЕМИ MoSi ₂ -MoB ₂	178
Упатов М.І., Богомол Ю.І. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ ВИРОЩУВАННЯ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ЕВТЕКТИЧНОГО СПЛАВУ Mo-17,5Si-8B.....	180
Фаловська А.І., Макогон Ю.М. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ВПЛИВ ДОДАТКОВОГО ШАРУ Au НА ФАЗОВІ ПЕРЕТВОРЕННЯ В НАНОРОЗМІРНИХ ПЛІВКАХ Fe ₅₀ Pd ₅₀ -Au ПІСЛЯ ВІДПАЛУ В АТМОСФЕРІ Н ₂	181
Фаустов М.С., Фесенко М.А., Шалевська І.А. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОТИПРИГАРНИХ ПОКРИТТІВ ДЛЯ СТАЛЕВИХ ВИЛИВКІВ, ЯКІ ОТРИМУЮТЬ ЛИТВОМ ЗА ГАЗИФІКОВАНИМИ МОДЕЛЯМИ.....	182
Федоров Н.Н. ¹ , Сотников Д.Ю. ² , Гуркова А.А. ¹ (¹ ДГМА, г. Краматорск; ² ПАО «НКМЗ», г. Краматорск) ЭКОЛОГИЧНЫЙ ФОРМОВОЧНЫЙ КОМПАУНД ДЛЯ ЧУГУНОЛИТЕЙНОГО ПРОИЗВОДСТВА.....	183
Фесенко А.Н. ¹ , Могилащенко В.Г. ² , Фесенко М.А. ² , Фесенко Е.В. ² (¹ ДГМА, г. Краматорск; ² КПІ ім. Ігоря Сікорського, г. Киев) ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ДВУХСЛОЙНЫХ И МНОГОСЛОЙНЫХ ЧУГУННЫХ ОТЛИВОК ИЗ БАЗОВОГО РАСПЛАВА	184
Фесенко М.А., Лук'яненко І.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) КОМП'ЮТЕРНЕ МОДЕЛЮВАННЯ СПОСОБУ ВИРОБНИЦТВА ДВОШАРОВИХ ЛИТИХ ДЕТАЛЕЙ.....	186
Фесенко М.А., Сальченко В.І., Фесенко К.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) АНАЛІЗ СВІТОВОГО ВИРОБНИЦТВА ЛИТВА	187

Харченко Є.О., Ямишинський М.М. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ХРОМОМАНГАНЦЕВИЙ ЧАВУН ДЛЯ РОБОТИ В ЕКСТРЕМАЛЬНИХ УМОВАХ.....	189
Хижняк В.Г., Калайшніков Г.Ю., Савчук О.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ВЛАСТИВОСТІ ТВЕРДОГО СПЛАВУ ВК8 З БАГАТОШАРОВИМ ПОКРИТТЯМ ЗА УЧАСТЮ АЗОТУ, ТИТАНУ ТА АЛЮМІНІЮ.....	190
Цокота Є.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) РОЗРОБЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЙ ТА ВИГОТОВЛЕННЯ ВИЛИВКА ІЗ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ З ВІД'ЄМНИМИ КОВАЛКАМИ.....	191
Чеботарева О.А.¹, Еременко А.П.¹, Гресс А.В.² (¹ДГТУ, г. Каменское; ²Wuhan, WUST) ЧИСЛЕННЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПОДАЧИ СТАЛЬНОЙ ЛЕНТЫ В КРУГЛЫЙ КРИСТАЛЛИЗАТОР МНЛЗ.....	192
Черниш А.Ю., Макогон Ю.М. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ФОРМУВАННЯ ФАЗОВОГО СКЛАДУ ТА СТРУКТУРИ В НАНОРОЗМІРНИХ ПЛІВКАХ Fe₅₀Pd₅₀/Cu.....	193
Чубин К.И., Чубина Е.А., Сторожженко С.А., Златоустов А.В. (ДГТУ, г. Каменское) ОСОБЕННОСТИ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА ПРИ МЕЛКОСЕРИЙНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ ОТЛИВОК.....	194
Шалевська І.А., Дорошенко В.С., Шинський В.О. (ФТІМС НАН України, м. Київ) РОТОРНО-КОНВЕЄРНІ ЛІНІЇ – ПОЄДНАННЯ ЛИВАРНИХ ПРОЦЕСІВ З ТРАНСПОРТУВАННЯМ МАТЕРІАЛІВ, ВИРОБІВ І ОСНАЩЕННЯ.....	195
Шаломеев В.А., Осадчая Е.А (ЗНТУ, г. Запорожье) РАЗРАБОТКА НОВЫХ ЛИТЫХ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ С ПОВЫШЕННОЙ ЖАРОПРОЧНОСТЬЮ.....	197
Шаломеев В.А., Цивирко Э.И., Айкин Н.Д., Лукьяненко А.С. (ЗНТУ, г. Запорожье) БИОРАСТВОРИМЫЙ МАГНИЕВЫЙ СПЛАВ ДЛЯ ОСТЕОСИНТЕЗА.....	198
Шаломеев В.А., Цивирко Э.И., Айкин Н.Д. (ЗНТУ, г. Запорожье) МОДИФИЦИРОВАНИЕ ЛИТОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Mg-Al-Zn НАНОПОРОШКОМ УГЛЕРОДА.....	199
Шапран Л.А., Хитько А.Ю., Иванова Л.Х., Черная Е.В. (НМетАУ, г. Днепр) ЦЕТРОБЕЖНОЛИТЫЕ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИЕ РОЛИКИ ДЛЯ МНЛЗ.....	199
Шейко О.І. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ПОВЕРХНІ ВИЛИВКІВ, ЯКІ ОТРИМУЮТЬ В ПІЩАНИХ ФОРМАХ.....	200
Шинский В.О. (ФТИМС НАН Украины, г. Киев) ОЦЕНКА ЭФФЕКТИВНОГО МАССИВА ИНФОРМАЦИОННЫХ ДАННЫХ ДЛЯ КОНТРОЛЯ И УПРАВЛЕНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИМИ ПАРАМЕТРАМИ ЛИТЬЯ ПО ГАЗИФИЦИРУЕМЫМ МОДЕЛЯМ.....	202
Шоринов А.В., Маркович С.Е. (НАУ «ХАИ», г. Харьков) НАНЕСЕНИЕ ЗАЩИТНЫХ И ВОССТАНОВИТЕЛЬНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ДЕТАЛИ ИЗ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ МЕТОДОМ ХОЛОДНОГО ГАЗОДИНАМИЧЕСКОГО НАПЫЛЕНИЯ.....	203
Щерецкий В.А., Затуловский А.С., Щерецкий А.А. (ФТИМС НАН Украины, г. Киев) К ВОПРОСУ О СТАБИЛЬНОСТИ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ ЧАСТИЦ ОКСИДОВ И КАРБИДОВ В МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТАХ.....	204
Яким Р.С. (ДДПУ ім. І.Франка, м. Дрогобич) ПІДВИЩЕННЯ ДОВГОВІЧНОСТІ ПОРОДОРУЙНІВНОГО СТАЛЕВОГО ОСНАЩЕННЯ ТРИШАРОШКОВИХ БУРОВИХ ДОЛІТ.....	206
Ямишинська Н.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) НАВЧАННЯ ІНОЗЕМНОЇ МОВИ ЧЕРЕЗ ЗМІСТ ПРОФЕСІЙНИХ ДИСЦИПЛІН.....	207
Ямишинський М.М., Федоров Г.Є. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ТЕРМОСТІЙКІСТЬ ХРОМОАЛЮМІНІЄВИХ СТАЛЕЙ.....	209
Кірієвський Б.А.¹, Омелько Л.Г.², Христенко В.В.² (¹ФТІМС НАН України; ²КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ НА ПРОЦЕС НАМОРОЖУВАННЯ.....	210
Скрипник А.І., Федоров Г.Є. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ДО ПИТАННЯ РОЗРОБЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЙ ВИГОТОВЛЕННЯ ВИЛИВКІВ ІЗ ДИФЕРЕНЦІЙОВАНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ ПОВЕРХНІ.....	212
Іващенко В.В., Сиропоринцев Л.М. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ВПЛИВ КОМПОНЕНТІВ ТА РЕЖИМІВ ВИРОБНИЦТВА НА МІЦНІСТЬ СТРИЖНЕВОЇ СУМІШІ НА ОСНОВІ СПУЧЕНОГО ПЕРЛІТУ ДЛЯ КОМБІНОВАНИХ ПІНОПОЛІСТИРЛОВИХ МОДЕЛЕЙ.....	213
Тишко О.Ю.п (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ДОСВІД ЗАСТОСУВАННЯ СУЧАСНИХ СИСТЕМ В НЕРУЙНІВНОМУ КОНТРОЛІ ТРУБ ПОВЕРХОНЬ НАГРІВУ ЕНЕРГЕТИЧНИХ КОТЛІВ.....	216
Верховлюк А.М., Сергієнко Р.А., Поліно В.П. (КПІ імені Ігоря Сікорського, м. Київ) НАНОСТРУКТУРНІ МОДИФІКАТОРИ ДЛЯ ЗАЛІЗОВУГЛЕЦЕВИХ СПЛАВІВ.....	218

Гурія І.М.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ЙОГО СПОСІБ ЖИТТЯ – ОСОБИСТИЙ ПРИКЛАД



Доля подарувала нам можливість працювати поряд із Людиною з великої літери, справжнім професором, вчителем, керівником.

Сухі сторінки біографії.

«Народився у 19.10.1937 р., с. Ольгіно Москаленського р-ну Омської обл.

Національність: українець.

Науковий ступінь, вчене звання: доктор технічних наук, професор.

Має державні та відомчі нагороди: Медаль “В пам’ять 1500-летия Киева” у 1982 р. та медаль “Ветеран труда” у 1987 р, почесна грамота Міністерства освіти і науки України у 2003 р.

Загальний стаж роботи – 47 років, стаж роботи у колективі – 36 років.

Закінчив у 1960 році Київський політехнічний інститут і був направлений на роботу до судомеханічного заводу №37 Військово-морського флоту СРСР у м. Києві, де працював інженером-технологом ливарного цеху до 1964 року, а потім головним металургом заводу. У 1966 році вступив до аспірантури КПІ, яку успішно закінчив у 1969 році і в 1970 році захистив кандидатську дисертацію. Працював старшим інженером, старшим науковим співробітником, керівником науково-дослідної лабораторії ливарного виробництва Мінбудшляхмашу СРСР при КПІ, асистентом, старшим викладачем, доцентом. У 1992 році захистив докторську дисертацію, у 1994 присвоєне вчене звання професора, працював професором кафедри, з грудня 2000 року виконував обов’язки завідувача кафедри ливарного виробництва чорних і кольорових металів. Громадська робота: член фахової ради з механіки та матеріалознавства ДАК України, експерт з металургії ДАК України, член спеціалізованих рад із захисту кандидатських та докторських дисертацій, член експертної ради ВАК.

До сфери наукових інтересів професора О. П. Макаревича входили холоднотвердні формувальні та стрижневі суміші, суміші для лиття в оболонкові форми, фазові перетворення в бронзі з ефектом пам’яті форми, нові матеріали для формувальних сумішей, модифікування чавуну в ливарній формі, в тому числі при застосуванні лиття за моделями, що газифікуються, теорія графітоутворення у чавунах.

Його доробок складає понад 200 друкованих праць, у тому числі 22 авторських свідоцтва і ряд патентів на винахід, 28 учбово-методичних розробок та навчальний посібник з грифом Мінвузу, 10 брошур. В 2003 році присвоєне почесне звання “Почесний доктор Донбаської державної машинобудівної академії”.

Усі ці слова набувають іншого змісту і кольору, коли раптом О. П. Макаревича не стало, і ми всі змогли відчувати, яку людину втратили.

5 років керівництва трудовим колективом пролетіли, як мить. Він жив, учив і керував особистим прикладом у всьому.

Для мене він:

– єдиний професор, який у робочому одязі проводив лабораторні роботи з початку і до кінця;

– єдиний керівник, який не тільки знав і очолював, але особисто працював в усіх без виключення напрямках роботи кафедри;

- єдиний доктор, який міг залишити після себе наукову школу, бо його наукова діяльність була справжньою;
- єдиний батько й дідусь, який мріяв про продовження ливарної справи в родині;
- єдиний ливарник, який не зрадив справі свого життя ні в чому;
- єдина людина, яка в мить безнадійної втрати сенсу життя особистим прикладом підтримує...

Історія не терпить умовностей, але сьогодні, я впевнена, з Олександром Павловичем кафедра мала би зовсім інші позиції.

Залишається тільки заради його безкорисної відданості науці і справі виховання молоді виконати побажання О. П. Макаревича співробітникам кафедри, яке так і залишилося в новорічній родинній листівці-побажанні на 2005 рік (мова оригіналу):

«Повысить тягу к труду сотрудников кафедры, создать коллектив доброжелателей, ответственных за порученное дело, болеющих за состояние дел на кафедре» (16:47; 31.12.2004 р.).

Прилуцький М.І., Самарай В.П.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)
ОСВІТА КРИЗЬ ЖИТТЯ (ДО 100-РІЧЧЯ ВІД ДНЯ НАРОДЖЕННЯ
Г. Г. ЄФІМЕНКА)



У 2017 році виповнилося 100 років від дня народження видатного ученого, педагога, організатора української освіти Г. Г. Єфіменка.

Єфіменко Георгій Григорович народився 30 січня 1917 року в місті Катеринославі (зараз Дніпро). Після закінчення семирічної школи в 1931 р. вступив в школу ФЗУ металургійного заводу ім. Петровського, яку закінчив у 1933 р. Після закінчення школи ФЗУ працював електриком на цьому заводі. У 1935 р. вступив у Дніпропетровський металургійний інститут, який закінчив у 1940 р. за спеціальністю «Металургія чавуну» і одержав направлення на роботу на Криворізький металургійний завод, але суворий передвоєнний час вніс свої корективи в його плани.

За два тижні після захисту дипломного проекту він вже був у західній Україні солдатом навчальної батареї 23-го артилерійського полку. В лютому 1941 р. його відрядили на Військово-політичні курси Київського особливого військового округу в м. Радомишлі, а вже на третій день війни – у Київ, де він одержав призначення на посаду заступника командира батареї з політичної роботи зенітно-артилерійського полку, який оберігав Київ.

В лютому 1943 року він був направлений помічником начальника політвідділу у 8 зенітно-артилерійську дивізію. Брав участь у великих операціях на Курській дузі, форсуванні Дніпра, визволенні Києва і України, форсуванні Вісли, звідки почалась знаменита Вісло-Одеська операція з виходом на Одер у лютому-березні 1945 р., а вже в квітні – наступ на Берлін і його штурм.

Після демобілізації у 1946 році працював інженером-дослідником на кафедрі металургії чавуну Дніпропетровського металургійного інституту, навчався в аспірантурі. Після захисту кандидатської дисертації в 1950 р. був рекомендований директором у Дніпродзержинський металургійний інститут.

На 1955-1959 роки припадає перший період діяльності Г. Г. Єфіменка на посаді першого заступника міністра у шойно організованому Міністерстві вищої освіти УРСР, до якого потім приєднали і середню спеціальну освіту. Це були часи швидкого розвитку вищих і середніх навчальних закладів, викликані прискореним економічним розвитком СРСР та підвищеною потребою у фахівцях. Тоді з ініціативи та за активної участі Г. Г. Єфіменка було організовано Алчевський гірничо-металургійний інститут, філії крупних інститутів в Кадіївці, Запоріжжі, Рубіжному, Сімферополі, Нікополі, Кривому Розі, Вінниці та інших містах України. Згодом ці філії перетворилися на вищі навчальні заклади високого рівня.

Весь цей період він працює за сумісництвом на кафедрі металургії чавуну і теорії металургійних процесів Національного технічного університету „КПІ” ім. Ігоря Сікорського.

У 1959 р. Г. Г. Єфіменко перейшов працювати доцентом кафедри металургії чавуну Дніпропетровського металургійного інституту, де організував єдину в СРСР Проблемну лабораторію підготовки металургійної сировини. На основі виконаних в лабораторії робіт у 1971 році захистив докторську дисертацію в Московському інституті сталі і сплавів. З 1970 р. працював ректором Дніпропетровського металургійного інституту.

Науково-дослідні роботи Г. Г. Єфіменка направлені на вирішення основних проблем підготовки металургійної сировини, використання її в металургійних агрегатах та управління доменним процесом. Виконані ним дослідження призвели до значного поглиблення та розширення знань з фізико-хімічних основ спікання залізрудних матеріалів та створення перших у світовій практиці промислових систем автоматичного регулювання доменних процесів на металургійних заводах Криворіжсталь і Маріупольському ім. Ілліча.

Г. Г. Єфіменко зі співробітниками лабораторії розробив теорію спікання агломератів і котунів у присутності рідкої фази, закономірності кристалізації рідкої фази, показав велике значення поверхневих властивостей рідкої фази і магнезитових добавок на продуктивність доменного процесу та якість продукції. У 1966-1970 роках були розроблені пропозиції із збільшення міцності агломерату та котунів, які були впроваджені на Криворізькому гірничо-збагачувальному комбінаті з економічним ефектом біля 1 млн. крб. на рік та закладені в проекти реконструкції агломераційних фабрик.

Після роботи ректором Дніпропетровського металургійного інституту близько 10 років починається другий, ще більш продуктивний період діяльності Г. Г. Єфіменка, який припадає на 1973-1984 рр., коли він обіймав посаду міністра вищої і середньої освіти УРСР.

Перебуваючи на посаді міністра, Г. Г. Єфіменко не поривав зв'язків із Національним технічним університетом «Київський політехнічний інститут» ім. І. Сікорського – був керівником і активним учасником методологічного семінару професорсько-викладацького складу інженерно-фізичного факультету. Такого роду діяльність дозволила Г. Г. Єфіменку щедро ділитися зі студентами та співробітниками набутим неоціненним досвідом у галузі металургійного виробництва, спонукати студентів до оволодіння фундаментальними знаннями. Участь у роботі методологічного семінару дозволила викладачам навчатися розставляти акценти в подіях державно-політичного життя, більш чітко орієнтуватись у поточному моменті.

На цій посаді Г. Г. Єфіменко багато робив для розвитку вищої школи України, для підвищення рівня підготовки висококваліфікованих фахівців та їх ефективного використання, і на сьогодні є актуальними основні напрямлення роботи міністерства, коли затверджується ставлення суспільства до освіти як до фундаменту його майбутнього.

Г. Г. Єфіменко був ініціатором створення в 1985 році і науковим керівником науково-дослідної лабораторії нових методів підготовки металургійної сировини на інженерно-фізичному факультеті Національного технічного університету України «КПІ»

ім. І. Сікорського при кафедрі «Фізико-хімічні основи технології металів», яка в 1988 році стала загально-факультетською НДЛ нових процесів та технологій в металургії. Як науковий керівник лабораторії він створив основні напрямки діяльності НДЛ:

1. Теоретичні і лабораторні дослідження нових перспективних методів підготовки залізорудної сировини для чорної металургії.

2. Узагальнення і аналіз світової практики стосовно підготовки для нових металургійних процесів.

3. Розвиток технологій виробництва нових видів металургійної шихти.

4. Розробка методів оцінки металургійної сировини.

5. Дослідження економічних аспектів розвитку чорної металургії України в пострадянський період та розробка наукових основ і стратегії високоефективної технологічної структури чорної металургії України.

Актуальність даних досліджень була обумовлена тим, що шихтові матеріали українського виробництва по своїм характеристикам поступались європейським. Г. Г. Єфіменко розробив оптимізацію технологічних параметрів поєднання спікання та металізації залізовуглецевих котунів з подальшим їх використанням в доменному виробництві. У цій лабораторії визначались головні стратегічні напрямки та перспективи науково-технічного розвитку чорної металургії, вироблялись пропозиції із здійснення науково-технічних і організаційних рішень для умов України.

Г. Г. Єфіменко вніс вагомий внесок у розробку теоретичних основ та технології виробництва високоефективних видів металургійної шихти. Під його керівництвом підготовлена плеяда яскравих вчених, більш ніж 50 докторів і кандидатів наук, це наукова школа в напрямку підготовки шихтових матеріалів для металургійних технологій. Він автор більше 200 наукових праць, у тому числі 60 винаходів. За безпосередньою участю Георгія Григоровича були підготовлені та вийшли з друку підручники для вищих навчальних закладів: «Металургія чавуну», «Сталь на рубежі століть», монографії «Сталь і альтернативні матеріали», «Аналіз розвитку і техніко-економічні проблеми прогресу виробництва сталі у світі».

Час роботи Г. Г. Єфіменка на посаді міністра вищої і середньої освіти УРСР був періодом інтенсивного розвитку українських вишів. Тільки обсяг їх науково-дослідних робіт зріс майже вдвічі. Були створені сучасні навчально-наукові комплекси Київського Національного університету ім. Т. Г. Шевченка, Національного технічного університету «КПІ» ім. І. Сікорського, Національного університету «Львівська політехніка», Національного технічного університету «Харківський політехнічний інститут», Національної металургійної академії України, Державного вищого навчального закладу «Національний гірничий університет» тощо.

Слід зазначити, що на той час Г. Г. Єфіменко був досвідченим і підготовленим керівником, що пройшов шлях активного учасника Великої Вітчизняної війни, роботи у державних органах, а як педагог і науковець – від кандидата наук доцента до доктора наук професора, завідувача кафедри, ректора, міністра, член-кореспондента НАНУ.

Для Г. Г. Єфіменка як управлінця завжди характерним було активне застосування новаторських аналітичних підходів, пов'язаних із глибоким аналізом процесів, впровадження сучасних технологій управління, яке він вважав творчою науково-дослідною роботою, надаючи особливого значення розвитку цих методів і підходів на всіх щаблях вишів, публікаціям досвіду у збірках з проблем вищої школи.

Так, у травні 1974 року міністерством були розроблені єдині вимоги з наукової організації, планування і періодичного контролю самостійної роботи студентів, які вступили в дію в усіх вишах з початку 1974/1975 навчального року.

Це створило необхідні передумови для проведення семестрового контролю самостійної роботи студентів, який був введений у всіх вишах з 1 вересня 1974 р. При цьому передбачались єдині терміни підведення підсумків поточного контролю у вигляді атестації кожного студента по всіх дисциплінах.

Поточний контроль самостійної роботи і атестація дозволили студентам і викладачам більш раціонально планувати свій час, визначати завдання першочергового значення і врешті безпосередньо сприяло підвищенню якості знань. Для автоматизованого аналізу цих і інших процесів був створений головний інформаційно-обчислювальний центр міністерства.

Після широкого громадського обговорення і ретельної підготовки науково-методичної документації з початку 1975/76 навчального року у вишах була впроваджена система організації науково-дослідної роботи студентів у навчальному процесі у формі навчання, яка включала в себе:

- введення в навчальні плани всіх вишів курсу «Основи наукових досліджень», підготовку і видання відповідної навчально-методичної документації, навчальних посібників, підручників. Програми для цього вивчення складалися профільними (випусковими) кадрами вишів з урахуванням специфіки роботи кафедри і відповідних наукових установ. Слід зазначити, що і зараз цей курс існує у багатьох вищих навчальних закладах;

- в початкових планах також передбачалась мінімально необхідна кількість годин (від 140 до 200) для проведення науково-дослідної роботи студентів у навчальний час при вивченні загальнонаукових предметів, базових і профільних дисциплін, при виконанні лабораторних, курсових і дипломних робіт, спецпрактикумів, у реальному проектуванні, в період початкових і виробничих практик, дослідницьких практик то темі дипломної роботи тощо;

- обов'язкове проведення студентських наукових семінарів на профільних (випускових) кафедрах як підведення підсумків науково-дослідної роботи.

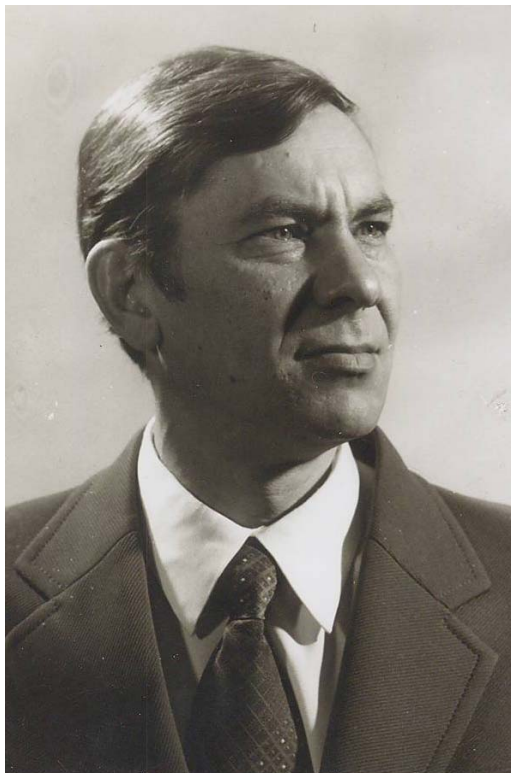
Можна сказати, що багато задумів Г.Г. Єфіменка є і сьогодні актуальними і реалізуються. Йдеться, наприклад, про задум створення республіканського науково-дослідного інституту вищої школи, зараз – Інститут модернізації змісту освіти, музею історії техніки, аналог якого створений при Національному технічному університеті «КПІ» ім. І. Сікорського, запровадження Державної премії в галузі освіти, створення багатоступеневої системи освіти з використанням бази середніх спеціальних навчальних закладів (яких на той час нараховувалось біля 730), широкий кількісний аналіз оцінки знань – в даний час у вигляді зовнішнього незалежного оцінювання, взагалі впровадження елементів Болонського процесу у розумінні, що, як свідчить напис на стінах Болоньї: «Без науки немає університетів», і багато іншого.

У своїй діяльності Г. Г. Єфіменко надзвичайно велику увагу надавав роботі з людьми, вихованню нового покоління керівників. Досить зазначити, що під його безпосереднім керівництвом починали свою роботу такі видатні сучасні ректори, академіки НАНУ: ректор Київського Національного університету ім. Т. Г. Шевченка Л. В. Губерський, ректор Національного технічного університету «КПІ» ім. І. Сікорського М. З. Згуровський, ректор Державного вищого навчального закладу «Національний гірничий університет» Г. Г. Півняк і багато інших.

Г. Г. Єфіменко був депутатом Верховної Ради СРСР та Верховної Ради УРСР (1974-1985). Він лауреат Державної премії УРСР (1983), нагороджений орденами Леніна, Жовтневої Революції, Червоної Зірки, Великої Вітчизняної війни II ступеню, Трудового Червоного Прапора, медалями «За визволення Варшави», «За взяття Берліна», «За перемогу над Німеччиною», «За доблестный труд», «50 років Збройних сил СРСР»; «20 років Перемоги у Великій Вітчизняній війні 1941-1945 рр».

У діяльності члена-кореспондента НАН України, професора, доктора технічних наук Георгія Григоровича Єфіменка, який пройшов горнило Великої Вітчизняної війни і усі щаблі науково-педагогічної роботи у вищому навчальному закладі, гармонійно поєднались вимогливість із повагою і довірою до підлеглих і колег, висока культура спілкування.

Прилуцький М.І., Федоров Г.Є., Платонов Є.О., Лютий Р.В.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)
80 РОКІВ ВІД ДНЯ НАРОДЖЕННЯ В. О. ЛЮТОГО



Володимир Олександрович Лютий – провідний вчений нашого університету з проблем теорії й практики жаростійкого та зносостійкого легування сплавів і широкого впровадження результатів цих робіт в теплоенергетиці й чорній металургії.

Володимир Олександрович народився 25 травня 1937 року в м. Бровари Київської області. Дитинство припало на період Великої Вітчизняної війни, у який родина неодноразово змінювала місця перебування. Війна назавжди забрала його батька.

Зростав і навчався майбутній видатний ливарник у школі у мальовничому селищі Пуца-Водиця під Києвом. Енергія лісів та озер, цілющих трав і плодів наповнила молодого хлопця, зробила його міцним і рішучим, справжнім чоловіком. Любов до природи він проніс крізь усе життя.

Володимир Олександрович змалку привчився все робити сам, особисто вирішуючи проблеми і допомагаючи родині. Професію ливарника він обрав свідомо, адже промисловість країни стрімко розвивалась, і потрібна була велика кількість

фахівців металургійного виробництва. У Київському політехнічному інституті студент В. О. Лютий навчався з 1954 по 1959 роки.

Після захисту дипломного проекту за розподіленням був направлений на київський завод ім. І. Лепсе, який у той час частково базувався на території КПІ. Протягом 1959...1963 рр. займав посади майстра плавильної дільниці, технолога, старшого технолога. Володимира Олександровича найбільше приваблювала найгарячіша й найнебезпечніша частина ливарної справи – плавлення металу. У майбутньому він, навіть будучи начальником галузевої лабораторії Міненерго, не пропускав можливості почаклувати над плавильними печами й власноруч «зварити» свою унікальну сталь.

Звичайно, талант видатного металурга й ливарника не виник сам собою. Вчителями його були відомі фахівці в галузі сталі й сплавів – Л. І. Ростовцев, К. І. Ващенко, В. Я. Жук. Згодом разом із ним невтомно і завзято працювали А. В. Аленкевич, В. К. Ларін та автори цієї статті. У подальшому до наукових робіт цього циклу приєдналися А. Ю. Кузьменко, Є. І. Сич, В. О. Пання, В. А. Лакєєв, В. П. Величкевич, О. І. Андрієнко, В. В. Березанський.

На кафедрі ливарного виробництва чорних і кольорових металів В. О. Лютий працює з 1963 року старшим інженером. З 1965 по 1968 рік навчався в аспірантурі, займаючись пошуком нових високолегованих сплавів.

На той час існувало три науково-технічні проблеми:

1. Високолеговані жаростійкі сталі не були ливарним матеріалом, а тому деталі із них виготовляли прокатуванням, штампуванням та іншими методами.
2. Основним і обов'язковим легувальним елементом сталей був дефіцитний нікель у кількості до 20%.
3. Деталі не могли працювати в агресивних середовищах за температур понад 1100 °С.

Завдяки роботам В. О. Лютого розроблено новий клас сталей – хромоалюмінієві. Вони мають задовільні ливарні властивості, не вміщують нікелю, а деталі з них можуть працювати в умовах змінних температур до 1250 °С.

Одне з перших досліджень було направлено на розроблення сталі для піддонів печей Броварського заводу порошкової металургії. Дослідженнями механічних і теплофізичних властивостей сталі 30Х21Лц, легованої 0,8% РЗМ, установлено, що її можна використати замість високолегованих хромонікелевих сталей для виготовлення вузлів термічного устаткування, яке працює за температур до 1100 °С. Цю сталь виплавляли на Київському заводі «Більшовик» у 3-тонній електродуговій печі.

У кандидатській дисертаційній роботі «Хромоалюминиевая жаростойкая сталь для отливок, работающих при переменных температурах до 1200 °С» (1969 р.) вивчено механізм руйнування литих сталей під час термоциклічного навантаження та розроблено сталь марки 4Х23Ю3ТЛц. За термостійкістю вона переважає прокатну сталь Х23Н13 у 1,8 рази. Литі насадки пальників котлоагрегатів, виготовлених із сталі 4Х23Ю3ТЛц, на Придніпровській та Старобешівській теплових електростанціях мали термін експлуатації в 10...15 разів довший, ніж у насадок, які виготовлені з листового прокату сталі Х23Н13.

Свою найвідомішу розробку В. О. Лютий назвав на честь рідного інституту – сталь «КПІ-2».

З 1970 р. В. О. Лютий – старший науковий співробітник кафедри. За його ініціативою і за безпосередньої організаційної участі у 1978 році спільним Наказом Міністерства енергетики і електрифікації УРСР та Міністерства вищої і середньої спеціальної освіти УРСР на кафедрі ливарного виробництва КПІ було організовано Галузеву науково-дослідну лабораторію зносостійких і жаростійких сплавів для теплоенергетичного устаткування (ІЖСТО), а В. О. Лютий став її першим керівником.

Складні наукові проблеми завжди привертали особливий інтерес Володимира Олександровича. Він сприймав їх як виклик, як задачу, яку необхідно вирішити, але ніколи не поспішав із висновками. Товариші пригадують, як він годинами ходив по цеху або лабораторії із заправленою міцним тютюном люлькою, в роздумах над тим чи іншим питанням. І як видатний детектив Шерлок Холмс, завжди знаходив відповідь, наскільки важким би це питання не було.

Притаманні йому широкий світогляд, невтомність у пошуку нового, прагнення довести почату справу до логічного завершення забезпечили високу ефективність роботи його лабораторії. Промислове виробництво деталей із розроблених жаростійких і зносостійких сплавів було організовано на Донецькому центральному ремонтно-механічному заводі електроенергетичної системи «Донбасенерго», Придніпровському ремонтно-механічному заводі електроенергетичної системи «Дніпроенерго» (Україна), Теміртауському ливарно-механічному заводі Головенергоремонту СРСР (Казахстан), Білоозерському електромеханічному заводі Міненерго СРСР (Білорусь).

Насадки пальників, мазутні форсунки, газові сопла, шипи для ошиповування теплових екранів, бронефутерувальні плити, біла та інші різноманітні деталі з нових жаростійких і зносостійких сталей і сплавів широко використовувались на Луганській, Старобешівській, Криворізькій, Курахівській, Трипільській, Слов'янській, Зміївській, Молдавській, Естонській, Карагандинській та інших теплоелектростанціях. Загалом розробки лабораторії впроваджено більш ніж на 50 підприємствах із річним економічним ефектом понад 2 млн. руб.

Інформацію про відкриття та впровадження нових сплавів висвітлювали не тільки в наукових журналах, а й у провідних інформаційних джерелах союзних республік: «Вечірній Київ», «Вечерний Донецк», «Правда України», «Темиртауский рабочий» (Казахстан). Загалом про здобутки лабораторії вийшло більше 15 таких публікацій. Їх назви говорять самі за себе: «Чудесний сплав», «За лучшую в мире сталь», «Стойкая броня», «Сталь міцніша за сталь», «Сталь без нікелю», «Испытание на прочность», «За прискорення науково-технічного прогресу» тощо.

Сам Володимир Олександрович про галузь своєї наукової діяльності писав так (мова оригіналу):

«Энергия, топливо, металл. Три кита народного хозяйства. Энергия – кровь промышленности и почти 80% ее вырабатывается тепловыми электростанциями. Именно на них в жарком пламени металла и топлива рождаются жизненные силы производства, свет в наших домах. Многие тысячи тонн высоколегированного металла сгорает ежегодно в топках парогенераторов. Металл определяет их надежность, производительность, экономичность.

...Результаты совместных усилий науки и производства превзошли все ожидания. Созданные новые сплавы и технологические процессы позволили на 20...30% сократить расходы легированного металла в производстве, исключить из потребления дефицитные легирующие присадки никеля, молибдена и других металлов».

В. О. Лютий – автор (співавтор) понад 60 наукових праць, 15 винаходів. Нагороджений почесним знаком «Винахідник СРСР», грамотами різного рівня, має понад 90 подяк по університету.

Сплави, які розроблено В. О. Лютим із співробітниками, відзначено в 1981 р. двома медалями ВДНГ СРСР, у 1983 р. дипломом 2-го ступеню ВДНГ УРСР і Почесною грамотою президії Верховної Ради УРСР. Це найвищі науково-технічні нагороди кафедри за 90 років її існування.

У 1989 – 1991 рр. В. О. Лютий об'єктивно і без прикрас усім радянським службовцям обережності знайомив співробітників із основними подіями боротьби українського народу за самостійну державу, спілкувався на Хрещатику із першими активістами руху за вільну Україну В. Чорноволом, Р. Зваричем, Л. Скорик, І. Драчем та іншими. Він не тільки бачив невідворотність визвольного шляху, а й вірив у те, що в майбутньому цей шлях принесе новий виток розвитку народного господарства.

Але на жаль, недовго промисловість мала змогу використовувати унікальні розробки Володимира Олександровича. У 1991 році Союз остаточно розпався, а з ним пішов у минуле розвиток промисловості й теплоенергетики.

На теренах КПІ, як і у всіх сферах народного життя, розправила свої пазури глибока криза. Викладачі й наукові співробітники перестали вчасно отримувати заробітну плату. Згодом кількість наукових співробітників скоротилась у 10 разів. Але навіть у цей час Володимир Олександрович не полишав віру в майбутнє ливарного виробництва, а його організаційний геній забезпечив лабораторії ІЖСТО, одній із небагатьох, можливість отримувати фінансування своєї діяльності. Він підтримував тісні зв'язки із колись могутніми заводами та тепловими електростанціями, шукав можливості й заключав договори, в т. ч і закордонні. У цей час він став зразком керівника нового покоління, тоді як більшість наукових співробітників не змогли подолати цей бар'єр і залишились у СРСР. Вони й зараз так живуть.

Останні роки свого недовгого полум'яного і натхненного життя В. О. Лютий працював за сумісництвом головним металургом у закордонній ливарній компанії.

Наукові ідеї В. О. Лютого ще не повною мірою реалізовані: вони мають потенціал, а головне актуальні й сьогодні. Упродовж 1998 – 2010 років за тематикою жаростійких та зносостійких сплавів кафедрою успішно виконано ряд держбюджетних і госпдоговірних наукових робіт під керівництвом Є. О. Платонова. У 2005 році за жаростійкою сталлю успішно захищено дисертацію доцента М. М. Ямшинського, незабаром доходить до завершення його докторська праця.

Володимир Олександрович Лютий пішов у вічність 28 липня 1998 року і заповів пам'ятати не його особисто, а те, як він прожив життя і скільки зробив для нас усіх. Світла йому пам'ять!

Афтандилянц Е.Г., Лопатько К.Г., Полищук А.В.
(НУБІП, г. Киев)

МОДИФИЦИРОВАНИЕ МЕДИ НАНОЧАСТИЦАМИ МЕДИ

aftyev@yahoo.com

Модифицирование структуры металлических материалов является наиболее технологичным методом повышения их качества. Механизм влияния модификаторов заключается в изменении скорости зарождения и (или) роста центров кристаллизации и термодинамических параметров фазовых превращений при нагреве и охлаждении в процессе термической обработки.

В настоящее время большое внимание уделяется наноматериалам и их применению в промышленности. Это связано с тем, что особенностью материала в наноразмерном состоянии является наличие на его поверхности большого количества атомов, имеющих некомпенсированные связи, что предопределяет повышенную свободную поверхностную энергию нанообъектов и их интенсивное взаимодействие с окружающей средой.

Поэтому представляло интерес исследовать эффективность влияния наночастиц меди на модифицирование структуры меди. В качестве объекта исследования была выбрана медь, содержащая (масс. доля %) 99,97 Cu, 0,0041 Fe, 0,0016 Ni, 0,0043 Pb, 0,0018 Sn, 0,0024 S, 0,0016 Zn, 0,0136 O. Обработку расплава осуществляли наночастицами полученными в результате электроискровой обработки гранул меди (рис. 1).

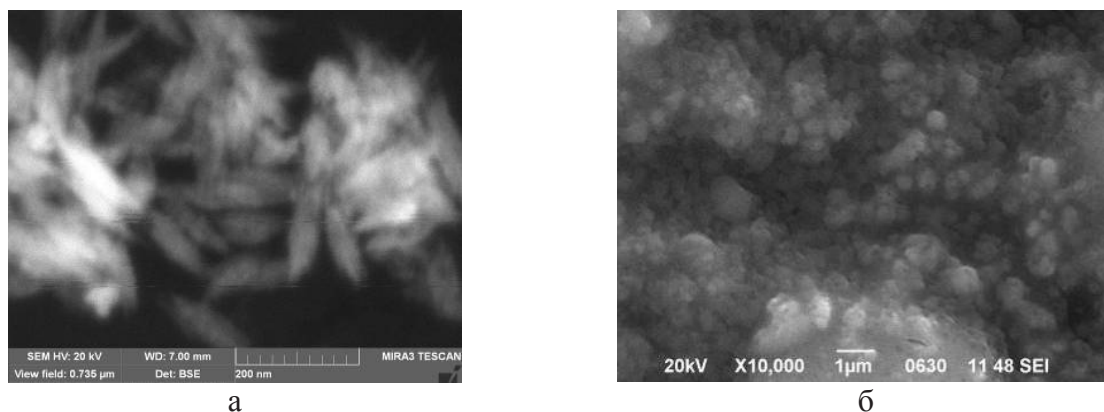


Рис. 1. Наночастицы меди, полученные электроискровой обработкой медных гранул

В зависимости от параметров электроискровой обработки наночастицы меди могут иметь игольчатый (рис. 1, а) или глобулярный (рис. 1, б) вид. Размеры наночастиц изменялись от 42 до 350 нм и от 135 до 485 нм, а коэффициент формы составляет 3,4 и 1,4, соответственно.

Результаты исследования показали, что ввод в расплав меди наночастиц меди приводит к диспергированию ее структуры в 15...30 раз (рис. 2).

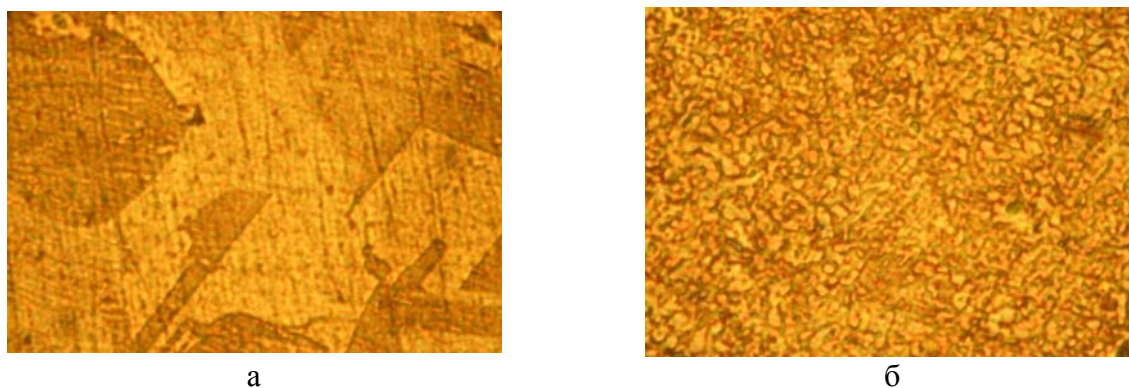


Рис. 2. Эффективность модифицирования закаленной при 700 °С меди (а) наночастицами меди (б). Увеличение x200

Ахмед Сундус Мохаммед, Акимов О.В., Костик Е.А.
(НТУ «ХПИ», г. Харків)

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ АУСТЕНИСТНЫХ СТАЛЕЙ

Одним из специальных свойств сплавов является эффект памяти формы, которые широко применяются в различных областях техники (спецмашино-строение, приборостроение, авиакосмическая техника, бытовая техника и др.) [1]. При этом наибольшее распространение получили сплавы на основе Ti-Ni, применяемые преимущественно в области медицины, благодаря уникальному сочетанию эксплуатационных свойств. Однако данный сплав достаточно дорогой и его применение в такой области как машиностроение экономически не целесообразно. В связи с этим актуальными являются исследования, посвященные поиску и разработке новых сплавов с эффектом памяти формы, причем наибольший интерес для металлургии и машиностроения представляют сплавы на основе железа [2]. При разработке соответствующих сплавов необходимо учитывать соотношение высоких механических и эксплуатационных свойств с достаточными значениями коэффициента, характеризующего эффект памяти формы.

Исходя из заданных параметров механических, эксплуатационных и специальных свойств, теоретически был подобран химический состав сплава, подробное описание которого указано в работе [12], был выбран состав шихты: FeMn (81,2%), FeSi (75,8%), C (100%), FeCr (60,3%), Ni (100%), Co (100%), Cu (100%), V (60%), FeNb (65%), FeMo (60%). Плавка сплава была проведена в вакуумной индукционной печи типа ОКБ-862

Анализ полученных результатов показал, что сплав обладает достаточными механическими характеристиками, подробно описанными в работе [3].

Исследования микроструктуры подтвердили наличие дисперсионного твердения в сплаве после режимов старения, причем после второго режима обработки карбидных включений больше, чем после первого режима обработки.

Результаты исследований показали, что степень восстановления формы предложенного сплава составляет 73...95%.

Таким образом, предложенный сплав имеет высокую степень восстановления формы при сохранении своих эксплуатационных свойств.

Литература:

1. Акимов О. В. Сплавы с эффектом памяти формы. История появления и развития, физика процесса их уникальных свойств / О. В. Акимов, М. Н. Сундус // Вісник Національного технічного університету. – 2015. – №. 14. – С. 42...49.

2. Акимов О.В. Влияние термической обработки на свойства нового сплава на основе железа / О.В. Акимов, Сундус Мохаммед Нури // Восточно-Европейский журнал передовых технологий. 2015. №11 (78) С.35...40. DOI: 10.15587/1729-4061.2015.56370

3. Ахмед Сундус Мохаммед. Дослідження дисперсійного твердіння сплаву на основі заліза / Ахмед С.М., Акимов, О.В., Костик К.О.//Вісник Національного технічного університету «ХПИ». Серія: Нові рішення у сучасних технологіях. – 2016. – №. 42 (1214). – С. 11...16. DOI: 10.20998/2413-4295.2016.42.02

Багі Йожеф

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

СУЧАСНІ ПОРШНЕВІ СПЛАВИ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІЮ

yogidze@mail.ru

Алюмінієві сплави – найпоширеніші матеріали у двигунах внутрішнього згорання та поршневих насосах. Із них виготовляють головні елементи двигуна, такі як: голівки циліндрів, блок циліндрів, поршні.

Однією із найвідповідальніших деталей в автомобілі є поршень. Завдяки використанню алюмінієвих поршнів, маса двигуна і витрати палива зменшуються. Поршні мають відповідати наступним вимогам: мати високу теплоакумулювальну здатність, теплопровідність, корозійну стійкість та жароміцність, також мати малу питому масу і високі механічні властивості. Цим вимогам максимально близько відповідають наступні сплави: АК12М2МгН, АК12ММгН, АК10М2Н. Але актуальним є завдання забезпечення таких властивостей, тому необхідно розробляти нові сплави на основі алюмінію.

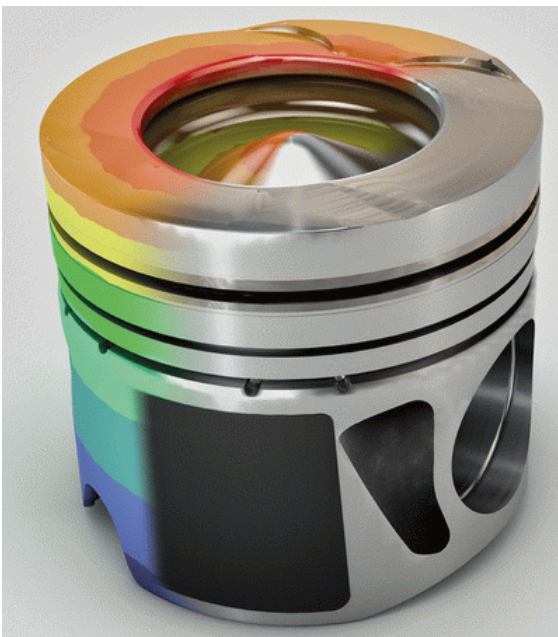


Рис. 1. Поршень, виготовлений із DuraForm-G91

поршень, виготовлений із DuraForm-G91. Після проведення певних досліджень отримали дані, що деталь служить у 3...5 разів довше. Більш висока міцність нового матеріалу дозволяє витримувати підвищені механічні навантаження.

Новий сплав дозволяє полегшити конструкцію поршня і зменшити його масу [2].

Література:

1. http://elib.altstu.ru/elib/books/Files/pa2010_1/pdf/215kolonakov.pdf
2. http://www.setcorp.ru/main/pressrelease.phtml?news_id=59985

У порівнянні з вітчизняними сплавами, існують й інші закордонні, з кращими властивостями. До них відносяться: FM B2 і FM S2N («Federal Mogul»). Такі сплави мають дуже високі антифрикційні властивості і витримують набагато більші теплові та механічні навантаження. Це обумовлено тим, що у закордонних сплавах набагато звужено межі вмісту легувальних елементів, а також враховується вплив більшості шкідливих елементів. За своєю собівартістю такі сплави дорожчі, тому що для їх отримання використовують модифікування фосфором, цирконієм і ванадієм. Але при цьому вони цілком виправдовуються, за рахунок більшої довготривалості роботи деталі (у 2...3 рази) [1].

У 2015 році компанія з Німеччини оголосила про створення нового сплаву для поршнів дизельних двигунів. Цей сплав отримав назву DuraForm-G91. На рис. 1 показано по-

Бачинский Ю.Д., Бубликов В.Б., Ясинский А.А., Зеленая Л.А.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев)

ЦЕЛЕСООБРАЗНОСТЬ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ЛЕГИРОВАННОГО МЕДЬЮ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА

Большинство предприятий Украины выпускает преимущественно высокопрочный чугун марки ВЧ500-7, что создает проблемы с производством современной техники, в которой можно успешно применять до 15 марок высокопрочного чугуна, обладающего широким диапазоном механических свойств – прочности при растяжении σ_B до 1600 МПа и относительно удлинения δ до 22%. Достижение высокопрочным чугуном уровня прочности при растяжении выше 700 МПа возможно применением либо легирования, либо термической обработки. Одним из недорогих и наиболее качественно влияющих на структуру, которая определяет уровень прочностных свойств высокопрочного чугуна, легирующих химических элементов является медь, а из способов термообработки – нормализация.

В производственных условиях с применением литниково-модифицирующей системы с центробежным проточным реактором были изготовлены отливки «Диафрагма» с толщиной стенки 5 мм из нелегированного и легированного медью высокопрочного чугуна. Чугун выплавляли из шихты, которая состояла из 50% пердедельного чушкового чугуна ПВК-3 и 50% оборота высокопрочного чугуна. Перед выпуском в ковш в расплав вводили 0,1% порошка графита марки МГ. Модифицирование проводили в литейной форме стандартной (~45% Si и ~7% Mg) FeSiMg лигатурой ФСМг7 в количестве 0,8% от массы заливаемого расплава. Расчетное количество меди в виде отходов штамповки вводили в ковш при выпуске металла из печи. Температура чугуна при заливке форм составляла 1430...1450 °С. Химический состав отлитых чугунов приведен в табл. 1.

Термическую обработку – нормализацию – проводили по следующему режиму: нагрев в соляной ванне до 870 °С, выдержка 20 мин, охлаждение на воздухе.

Таблица 1 – Химический состав металла отливок «Диафрагма»

Высокопрочный чугун	Содержание элемента, %								
	C	Si	Mg	Mn	Cr	Ni	Cu	S	P
Нелегированный	3,7	2,8	0,044	0,24	0,18	0,23	0,11	0,012	0,049
Легированный медью	3,4	3,0	0,052	0,20	0,19	0,22	1,50	0,010	0,049

Механические испытания проводили на образцах диаметром 3 мм, вырезанных из стенки отливки в литом состоянии и после нормализации. Полученные механические свойства и структура высокопрочных чугунов в опытных отливках представлены в табл. 2.

Таблица 2 – Механические свойства и структура металла отливок

Высокопрочный чугун	Механические свойства			Количество феррита, %	Твердость HB, МПа
	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %		
Нелегированный, литой	510	402	12,6	80	2130
Нелегированный, после нормализации	645	515	5,7	30	2640
Легированный медью, литой	815	636	5,7	30	2640
Легированный медью, после нормализации	985	720	6,0	5	2640

Микроструктура металлической основы нелегированного металла отливок в литом состоянии преимущественно ферритная (75...85% феррита), тогда как после легирования – перлитная (до 70% перлита). Шаровидный графит имел следующие характеристики: форма – ШГф5;4, диаметр включений – 9...45 мкм, количество включений – 630...720 шт/мм².

Полученные результаты свидетельствуют о высокой эффективности влияния легирования медью, усиленного термической обработкой (нормализацией) на повышение прочностных характеристик тонкостенных отливок из модифицированного в предкристаллизационном периоде высокопрочного чугуна до уровня марок аустенито-ферритных высокопрочных чугунов, получаемых изотермической закалкой.

Бачинский Ю.Д., Бубликов В.Б.
(ФТИМС НАН України, г. Киев)

ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ КРЕМНИЯ В FeSiMg ЛИГАТУРЕ НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА

При получении шаровидных включений графита в чугунах для обработки исходного расплава применяют преимущественно магнийсодержащие лигатуры, в большинстве которых содержание кремния находится на уровне 43...48%. Такое содержание кремния является достаточным для формирования повышенного количества стабильных силицидов химически активных элементов (Mg, Ca, Ce, и др.), которые выступают центрами инокуляции и роста шаровидного графита. При производстве тонкостенных отливок металлоемкость форм оказывается небольшой, в результате чего сокращается длительность заливки одной литейной формы до 5...10 с. Разрабатываемые применительно к указанным условиям процессы модифицирования в предкристаллизационном периоде должны быть малоинерционными, что ставит задачу разработки высокоэффективных быстрорастворимых модифицирующих сплавов.

На основе проведенных исследований фазового состава FeSiMg лигатуры изучения их влияния на структурообразование высокопрочного чугуна разработана и запатентована железо-кремний-магниева лигатура с высоким содержанием кремния (60%). Структура такой лигатуры состоит из ~69% FeSi₂, также присутствуют 22,5% кремния и ~9% Mg₂Si.

Модифицирование высококремниевой лигатурой ФСМг7 в количестве 1,0% от массы расплава обеспечивает в стенке толщиной 2,0 мм получение высокопрочного чугуна с феррито-перлитной металлической основой (~55% феррита) без структурно-свободного цемента. В стенках толщиной более 3,0 мм количество феррита достигает 90...95%.

Критерием оценки графитизирующего действия магнийсодержащих лигатур при модифицировании считается плотность распределения включений шаровидного графита в структуре высокопрочного чугуна. Так, модифицирование высококремниевой магниевой лигатурой обеспечивает высокий уровень графитизации структуры тонкостенных отливок из высокопрочного чугуна – в структуре стенки толщиной 2,0 мм количество включений шаровидного графита составило 1683 шт/мм², а в структуре 3,0 мм и 12,0 мм ступеней – 1183 шт/мм² и 785 шт/мм², соответственно.

Разработанный состав высококремниевой магниевой лигатуры был также применен в опытном производстве при изготовлении из высокопрочного чугуна отливок с толщиной стенки 12 мм. Данные о химическом составе, структуре и механических свойствах отливок из высокопрочного чугуна, полученного модифицированием расплава в литейных формах стандартной и разработанной лигатурами, приведены в таблице. Механические свойства определялись на стандартных образцах Ø5,0 мм, заготовки которых вырезали из отливок.

Таблица 1 – Химический состав, структура и механические свойства высокопрочного чугуна, модифицированного в литейной форме FeSiMg лигатурами с различным содержанием кремния

% Si в лигатуре	Содержание элемента, %				Структура металлической основы	Механические свойства		
	C	Si	Mn	Mg		σ _B , МПа	σ _{0,2} , МПа	δ, %
45,6	3,81	2,48	0,43	0,041	П30 (Ф70)	564	418	8,6
60,0	3,86	2,73	0,39	0,039	П10 (Ф90)	541	396	12,7

Таким образом, внутриформенное модифицирование высококремниевой лигатурой ФСМг7 обеспечивает более значительный прирост содержания кремния в чугунах, что свидетельствует о меньшей инерционности взаимодействия и, следовательно, о большей скорости плавления самой лигатуры в начальном периоде. Также следует отметить, что полученное среднее значение относительного удлинения значительно превышает требуемое по стандарту к марке высокопрочного чугуна ВЧ500-7.

Биба Є.Г., Лобода П.І., Степанов О.В., Глухоєдов Р.С.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЇ СИНТЕЗУ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ МЕТАЛОКЕРАМІЧНОГО КОМПОЗИТУ Ti_3SiC_2

gluhoedov@ukr.net

Сьогодні МАХ-матеріали користуються неабиякою популярністю як перспективні матеріали для майбутнього застосування в різних галузях машинобудування. МАХ-матеріали – матеріали на основі МАХ-фаз, що є потрійними сполуками з загальною формулою $M_{n+1}AX_n$, де М – перехідний метал; А – елемент IIIA або IVA групи періодичної системи елементів; Х – вуглець або азот (або обидва). Особливість цих матеріалів обумовлено будовою гексагональних кристалічних ґраток, у яких шари атомів елементів М і А чергуються в певній послідовності, а атоми карбону (або нітрогену) розташовуються в октаедричних порах між атомами елемента М, і полягає в унікальному поєднанні властивостей металу і кераміки. Композит Ti_3SiC_2 є типовим прикладом МАХ-матеріалу, цікавим і перспективним матеріалом для дослідження. Його промислове виробництво гальмується економічною недоцільністю і складністю технологій отримання. Основна проблема при отриманні Ti_3SiC_2 полягає в присутності домішкових фаз (TiC , $TiSi_2$, Ti_5Si_3 , SiC і ін.), що значно впливають на експлуатаційні характеристики кінцевого керамічного матеріалу.

Основними методами отримання матеріалів на основі МАХ-фаз є гаряче ізостатичне пресування, плазмове іскрове спікання та ін. Такі методи вимагають значних витрат енергії і часу. Альтернативою їм може бути високотемпературний синтез, що саморозповсюджується (СВС) [1]. Саме тому, метою даної роботи є дослідження структури та властивостей металокерамічного композиту Ti_3SiC_2 , отриманого методом СВС-процесу. СВС було реалізовано за допомогою електронно-променевої установки «ЭЛА-6». Суть даного процесу полягала в тому, що пресовки із суміші порошків $TiH_2 + SiC + C$ поміщали в вакуумну камеру з електронною гарматою, нагрівали за допомогою направленного, прискореного і сфокусованого потоку електронів для активації процесу СВС у пресовці. Морфологія та мікроструктура досліджувались сканувальною електронною мікроскопією, фазовий склад контролювався рентгеноструктурним аналізом, також визначались механічні властивості випробуваннями на твердість та міцність на стиск.

Структура отриманих зразків являла собою трифазний матеріал складу: 31,5 (±9) % Ti_3SiC_2 , 9,9 (±4) % TiC та 58,6 (±16) Ti_5Si_3 , що підтверджується рентгеноструктурним (рис. 1) і мікроскопічним аналізом (рис. 2).

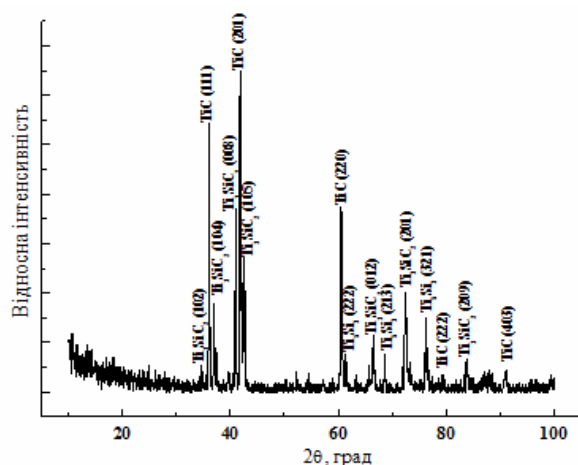


Рис. 1. Дифрактограма пресовки з суміші $TiH_2 + SiC + C$ після проходження СВС

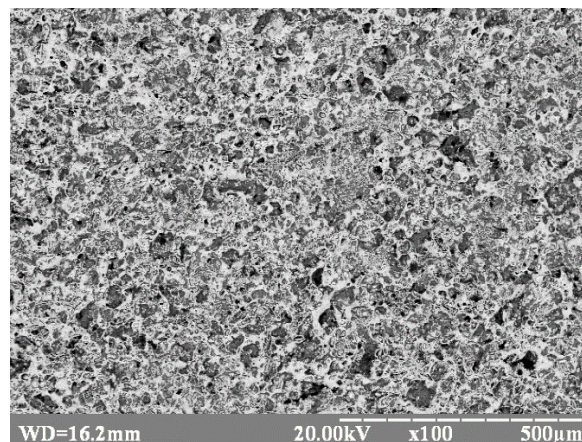


Рис. 2. Мікроструктура пресовки з суміші $TiH_2 + SiC + C$ після проходження СВС

Пористість отриманого композиту, визначена гідростатичним зважуванням, достатньо висока і складає 46%, відповідно міцність на стиск має досить низькі значення

($\sigma_{\text{в}}^{\text{CT}} = 53,5$ МПа), що пов'язано в першу чергу з недостатнім часом ізотермічної витримки. Проте мікротвердість отриманого металокерамічного композиту достатньо висока ($\text{HV} = 15,5$ ГПа). Отже, подальші дослідження будуть спрямовані на визначення оптимального часу ізотермічної витримки після проходження процесу СВС для отримання однофазного композиційного матеріалу складу Ti_3SiC_2 .

Література:

1. В.Л. Радишевский, О.К. Лепакова, Н.И. Афанасьев. Синтез, структура и свойства МАХ-фаз Ti_3SiC_2 и Nb_2AlC [Текст] – Вестник Томского государственного университета. Химия, 2015. – № 1. – С. 33...38.

Биба Є.Г., Чабан А.С., Лобода П.І.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ОДЕРЖАННЯ ТА ВЛАСТИВОСТІ КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

СИСТЕМИ $\text{TiAl} - \text{TiB}_2$

tchaban.andrew@yandex.ru

Сплави на основі алюмінідів титану TiAl – це новий клас матеріалів, що характеризується високою жароміцністю і жаростійкістю, стійкістю до окислення і горіння, високим модулем пружності, що в поєднанні з низькою питомою вагою робить їх перспективними в якості високотемпературних конструкційних матеріалів для аерокосмічної та автомобільної промисловості.

Формування структури на основі алюмінідів титану у вигляді композиту, що містить в алюмінідній матриці включення високомодульних і малопластичних тугоплавких твердих сполук, забезпечує їх підвищену стійкість до абразивного зношування. Композиційні матеріали на основі $\text{TiAl} - \text{TiB}_2$ володіють високим модулем пружності, низькою густиною, високою питомою міцністю, ударною в'язкістю та ін. [1]. Наявність направлено ковалентного зв'язку між атомами титану та алюмінію обумовлює високотемпературні властивості цих матеріалів, що й визначає їх широке застосування в аерокосмічній техніці [2]. Тому дослідження впливу кількості добавок тугоплавкої складової на формування структури та фізико-механічних властивостей спеченого композиту обумовлює актуальність даної роботи.

Для отримання композиту $\text{TiAl} - \text{TiB}_2$ спершу було синтезовано алюмінід титану при температурі 1000°C та часі витримки 3 години у вакуумній електропечі. Після подрібнення TiAl у планетарному млині виокремлювалась фракція із середнім розміром частинок 25 мкм та готувались суміші з додаванням 2; 4; 6; та $8\text{ мас. \% TiB}_2$. Спікання попередньо сформованих пресовок проходило при температурі 1350°C з часом витримки 5 хвилин в електронно-променевої установці “ЭЛА-6”. Морфологія та мікроструктура досліджувались сканувальною електронною мікроскопією, фазовий склад контролювався рентгеноструктурним аналізом, також були виміряні механічні властивості випробуванням на твердість.

Структура отриманого композиту являє собою матрицю із алюмініду титану та включень TiB_2 , та незначної кількості TiB (рис. 1), що підтверджується рентгеноструктурним і мікроскопічним аналізом. Зі збільшенням кількості армуючої складової спостерігається коагуляція частинок TiB_2 , та збільшення пористості, від 2% для складу $\text{TiAl} + 2\%\text{TiB}_2$, до 15% для складу $\text{TiAl} + 8\%\text{TiB}_2$, що пов'язано зі зменшенням загального коефіцієнта дифузії.

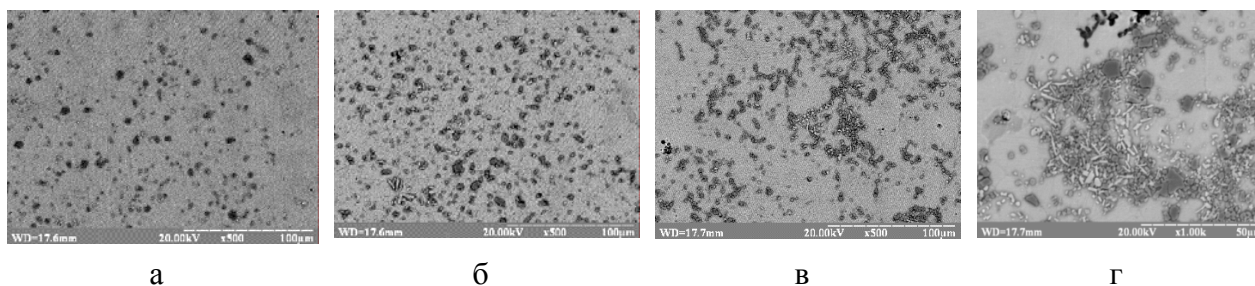


Рис. 1. Мікроструктури пресовок з суміші TiAl + а – 2%TiB₂, б – 4% TiB₂, в – 6% TiB₂, г – 8% TiB₂ після електронно-променевого спікання

Збільшення кількості армувальної добавки сприяє зміцненню композиту, найвищу твердість має композит із вмістом 8% бориду (HV 6,95 ГПа) твердість композитів 2%TiB₂, 4%TiB₂, 6%TiB₂ становить 5,7 ГПа, 5,72 ГПа, 6,49 ГПа відповідно. Незважаючи на достатньо високі значення мікротвердості, даного часу спікання не повністю вистачає для отримання безпористої пресовки, особливо при вмісті армуючої фази 6 та 8%.

Література:

1. Kevorkijan V., Škapin S.D. Fabrication and characterization of TiAl/Ti3Al-based intermetallic composites (imcs) reinforced with ceramic particles / Kevorkijan V., 2009, p. 75.
2. Еременко В. Н. Титан и его сплавы: Підручник. / В. Н. Еременко – К.: Издательство АН Украинской ССР, 1960. – 500 с.

Богушевський В.С., Антоневич О.О.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ДИНАМІЧНЕ ОПЕРАТИВНЕ КЕРУВАННЯ ГНУЧКОЇ АВТОМАТИЗОВАНОЇ ДІЛЯНКИ ЛИТТЯ ПІД ТИСКОМ

bogush@gmail.com

Основний напрямок розвитку ливарної галузі на сучасному етапі – інтенсивне її переозброєння на базі гнучкого автоматизованого виробництва, що включає гнучкі автоматизовані лінії і гнучкі автоматизовані ділянки (ГАД) [1]. Продуктивність ГАД значною мірою залежить від ефективності їх систем керування. Дане твердження з урахуванням наявних у процесі невизначених ситуацій, обумовлює зростаючий інтерес до вирішення задач керування в умовах невизначеності.

До складу ГАД входять:

1. Чотири ливарних модуля, кожен з яких складається з автоматизованого комплексу ЛПТ моделі А711108, трисекційного роликового конвеєра для прийому, переміщення порожньої тари і тари з виливками, роботизованих підвісних транспортних роботів з установкою для вивантаження чушок.
2. Транспортно-складське обладнання – монорейкова підвісна дорога вантажопідйомністю 2,0 т типу ОПД–2 з чотирма пристроями автоматизованого управління стрілками; два робота типу РПТ–1000, один з яких знаходиться на транспортній лінії виробництва виливків, інший – на транспортній лінії складу литва; трисекційний перевантажувальний конвеєр; автоматизований склад стелажного типу шихтових матеріалів і лиття з передавальними секціями.
3. Комплекс технічних засобів; датчики контролю технологічного режиму; безконтактні датчики положення вантажу; датчики переведення режиму роботи обладнання; сигнальні сирени.

Основні невизначеності, що виникають у процесі: зміна коефіцієнта виходу виливків, вихід з ладу основного і допоміжного устаткування (ЛПТ або окремих її вузлів, нагрі-

вальної печі, обрубного пресу, роликового конвеєра, транспортної і контрольнo-вимірювальної системи), зміна номенклатури виливків, коректування змінного завдання, відхилення від планових термінів завершення операцій, тощо. Логічна послідовність налаштування вирішальних динамічних показників (ВП) системи оперативного управління (СОУ) наведена на рис. 1.

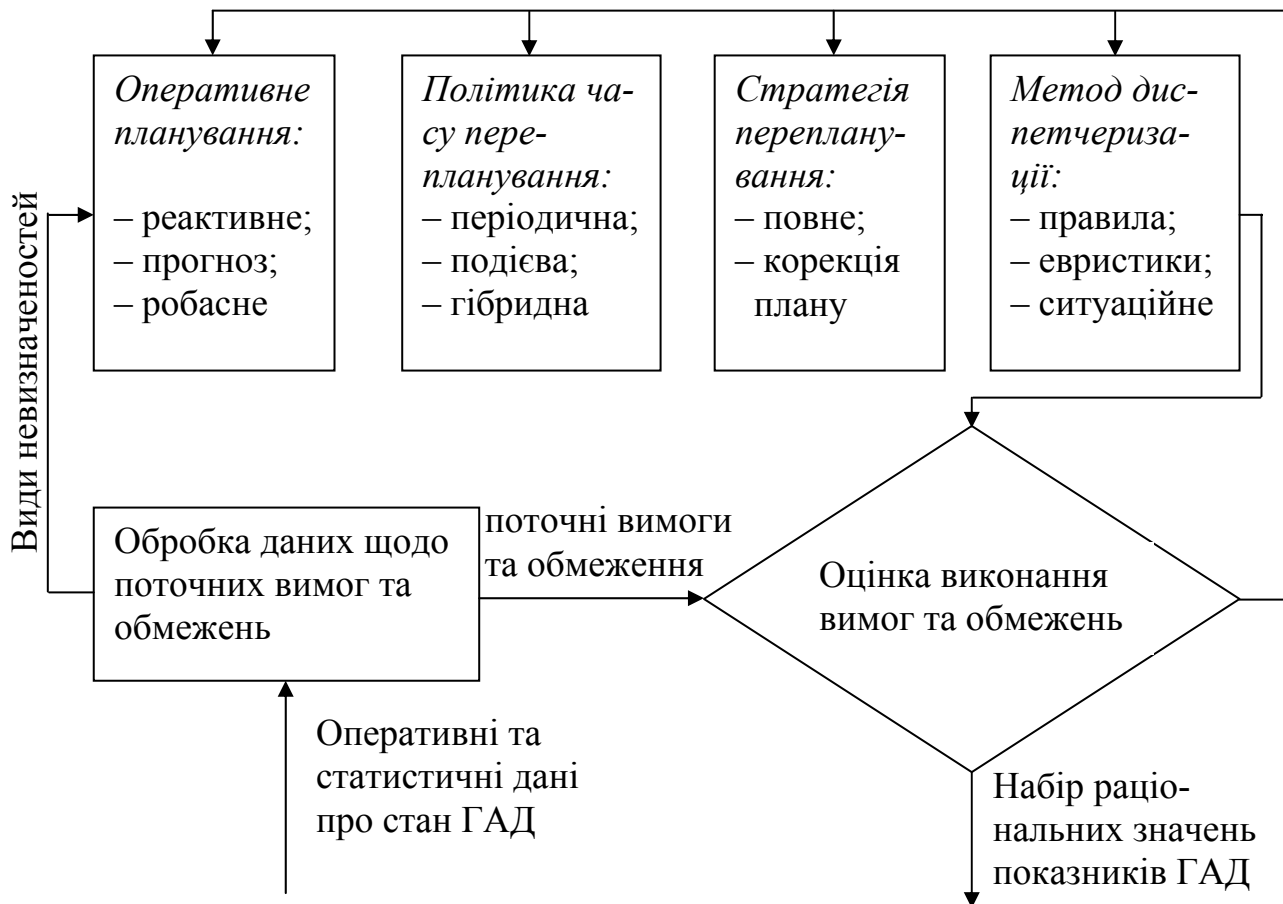


Рис. 1. Логічна послідовність налаштування показників системи СОУ

На основі вибору ітераційних процедур, що забезпечуються складом і послідовністю вибору раціональних значень ВП можна синтезувати загальну модель ГАД ЛПТ як об'єкта динамічного оперативного керування [2].

Література:

1. Автоматизация технологического процесса литья под давлением / В.С. Богушевский, Я.К. Антоневич // Вісник Донбаської державної машинобудівної академії. – 2012. – № 4. – С. 29...33.
2. Дьяков С.О. Узагальнена концептуальна модель системи динамічного керування в гнучких виробничих системах. – Вісник ЖДТУ, № 1 (72). – 2015. – С. 23...27.

Богушевський В.С., Самарай Р.В.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

АВТОМАТИЧНИЙ КОНТРОЛЬ УТВОРЕННЯ ШАРУ ЗМАЩУВАЛЬНО-ОХОЛОДЖУВАЛЬНОЇ РІДИНИ НА СТІНКАХ КАМЕРИ ПРЕСУВАННЯ ПРЕС-ФОРМИ

bogysh@gmail.com

У сучасних машинах лиття під тиском (ЛПТ) основними вузлами є станина, прес-форма, механізм запирання, механізм пресування, елементи гідроприводу, електроавтоматика, системи керування, системи регулювання, плавильно-роздавальна піч [1]. Недоліком цих машин є те, що процес розпилення змащувально-охолоджувальної рідини (ЗОР) автоматичний, але недостатньо керований для своєчасного нанесення оптимальної кількості ЗОР, що в свою чергу не дозволяє підтримувати оптимально допустиму товщину шару ЗОР на стінках камери пресування в найбільш теплонавантажених ділянках прес-форми та своєчасно регулювати кількість ЗОР в автоматичному режимі.

Для організації процесу змащування в машині Fresh DAK 250 вимірюють силу виштовхування виливка на поршні-виштовхувачі під час вилучення виливка [2]. Але така система може працювати лише при сталих параметрах виробничого процесу, що для умов нашої країни є недоступним, має високу ціну і дорога в обслуговуванні.

Для ліквідації недоліків пропонується встановлювати термопару в найбільш теплонавантажених ділянках камери пресування і за результатами виміру температури прес-форми визначати товщину шару ЗОР і при досягненні нею критичного значення подавати команду на зміну об'єму розпилюваної ЗОР.

Практично система працює наступним чином. Після того як машина ЛПТ закінчила цикл роботи, прес-форма (ПФ) розкривається і з неї з допомогою поршня-виштовхувача вилучається виливок, після чого визначають температуру, ПФ закривається і всередині неї насос-форсунка розпилює визначений об'єм ЗОР, який утворює шар на стінках камери пресування, після чого визначають температуру прес-форми (T_1) у найбільш теплонавантажених ділянках прес-форми, які попередньо визначають експериментальним методом по дефектах на стінках виливка, і порівнюють з оптимальною температурою прес-форми (T_2), тобто порівнюють вимірне значення з еталонним, і за результатами вимірів визначають товщину шару ЗОР (δ), виходячи з отриманих результатів різниці температури ΔT (1).

$$\delta = f(\Delta T) = f(T_1 - T_2) \quad (1)$$

При досягненні величиною ΔT критичного значення подають команду на збільшення або зменшення об'єму ЗОР в залежності від знаку відхилення величини ΔT .

Процес зміни об'єму розпилюваної ЗОР розпочинається тільки при наявності інформації про критичну товщину шару ЗОР на стінках камери пресування прес-форми.

Результати вимірювання сили виштовхування виливка використовуються для зміни кількості мастила в ЗОР [3].

Висновки. Система управління дозволяє визначити оптимальний момент для зміни об'єму розпилюваної ЗОР, виходячи з реальних результатів вимірів, що в свою чергу дозволяє проводити розпилення ЗОР саме в тому об'ємі й в той момент, коли це дійсно необхідно, що покращує роботу машини, зберігає її в робочому стані більш тривалий період та покращує якість виливка.

Література:

1. Богушевський В.С., Антонець Я.К. Система керування машинами лиття під тиском // Наукові праці національного університету харчових технологій. – 2013. – № 48. – С. 10...16.
2. Машина литья под давлением Fresh DAK 250. URL: <http://www.ftech.com/> дата об'єднання: 15.02.2015).
3. Патент № 101992 Україна. МПК F28C 3/04, G01N 29/00. Спосіб контролю стану поверхні прес-форми / В.С.Богушевський, О.О.Антонець (Україна); заявник і патентовласник НТУУ «Київський політехнічний інститут». – 2015 03520; Заявл. 31.07.2015; Опубл. 25.01.2016, Бюл. № 19. – 3 с.

Богушевський В.С., Скачок О.Е.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)
ВИГОТОВЛЕННЯ МЕТАЛІЗОВАНИХ ОКАТИШІВ ДЛЯ
КОНВЕРТЕРНОГО ПРОЦЕСУ
 bogysh@gmail.com

Конвертерні шлаки на 70...85% складаються з оксидів кальцію, кремнію і заліза, основність їх – 2,0...4,5, що визначає схильність шлаків при затвердінні до силікатного розпаду. Їх руйнуванню (при гідратації) також сприяє наявність вільного оксиду СаО. Вміст металу в них у вигляді корольків і затверділих виплесків становить до 12%.

Питомий вихід шлаків складає 120...170 кг/т вироблюваної сталі. Загальний річний вихід шлаків в останні п'ять років становив 3,0...3,5 млн. т. Якщо ще 10 років назад перероблялось близько 35% річного виробництва шлаків (інше направлялося у відвали), то в останні роки ця кількість невпинно збільшується, у т. ч. і за рахунок перероблення відвальних шлаків. Основні напрямки перероблення і використання сталеплавильних шлаків: щебінь і пісок (72,2%), оборотний продукт для металургії (20,5%), фосфорні і вапнякові добрива (7,3%). Шлаковий щебінь використовуються в дорожньому будівництві, порошок із конвертерних (саморозпадних) шлаків застосовується в сільському господарстві для вапнування кислих ґрунтів. Цей же порошок після магнітної сепарації заліза і Fe_3O_4 є цінною сировиною для цементної промисловості.

У США конвертерні шлаки використовуються на 100%. Приблизно 25% їх маси повертається у доменне і агломераційне виробництва. В інших промислово розвинених країнах використання конвертерних шлаків також високе: Німеччина – 88%, Японія – 97%, Франція – 60%.

Шлами, що утворюються, і пил різноманітні за дисперсністю матеріалу, хімічними та фізико-хімічними властивостями. Весь пил і шлами можна поділити на дві групи: дисперсні відходи сталеплавильного виробництва; шлами гідрошлаковидалення і стічних вод.

На ПАТ «АрселорМіттал, Кривий Ріг» застосована технологія перероблення шлаку шляхом його дроблення і вилучення корольків металу. Вилучені корольки мають велику площу реагування, тому якщо їх вводити із скрапом, вони сильно охолоджують ванну в перші хвилини продувки. Для усунення цього з корольків готують брикети. Для цього корольки насипають у спеціальну форму і заливають їх ставролітовою сумішшю. Брикети завантажують в конвертер разом з бруктом. Недоліком такого способу виготовлення брикетів є велика кількість оксиду кремнію в ставролітовій суміші (близько 26%). Під час продувки для зв'язування оксиду кремнію вводиться додаткове вапно, що підвищує кількість шлаку і втрат заліза з ним. Доцільніше брикети готувати шляхом заливки корольків конвертерним шлаком, який має високу основність (2,8...3,5). Брикети з металізованих окатишів, що залиті конвертерним шлаком, мають відносно малу площу реагування (менше в 40...150 разів) з рідкою ванною, що призводить до поступового прогрівання й опалення брикетів. Кількість конвертерного шлаку для заливки визначається його консистенцією [1]. Параметри металізованих брикетів наведені в табл. 1.

Таблиця 1 – Параметри металізованих брикетів

Найменування показників	Значення показників
Довжина, мм	Від 80 до 450
Ширина, мм	Від 80 до 450
Висота, мм	Від 80 до 200
Щільність, кг/м ³ , не менше	3000
Загальна масова частка заліза, %, не менше	80,0
Вологість, %, не більше	5,0

Література:

1. Богушевский В.С., Скачок А.Э. Алгоритм управления конвертерной плавкой с учетом влияния неконтролируемых возмущающих воздействий // Литье и металлургия, г. Гомель. – 2016. – № 3 (84). – С. 63...69.

Бондар А.К.¹, Лютий Р.В.¹, Федоров М.М.²

(¹КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ; ²ДДМА, м. Краматорськ)

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ СТРИЖНЕВОЇ СУМІШІ З ЦИРКОНОВИМ НАПОВНЮВАЧЕМ НА ВЛАСТИВОСТІ ФОРМУВАЛЬНОЇ СУМІШІ

rvl2005@ukr.net

Процес лиття у разові піщано-глинясті форми є найбільш поширеним у світі. Його успішно застосовують для виготовлення дрібних (до 100 кг) чавунних та сталевих виливків у сирих формах. Процес виготовлення таких форм характеризується високими обсягами виробництва, низькими виробничими витратами, а також легкістю в управлінні. Так як зниження цін є важливою тенденцією, наприклад, в автомобільній промисловості, процес виготовлення сирих піщаних форм і надалі залишиться основним в області ливарного виробництва.

Однією з важливих проблем на виробництві є насиченість оборотної формувальної суміші залишками вибитих із виливків стрижнів, у тому числі з органічними зв'язувальними компонентами. Оскільки, на даний момент технологічно неможливо виключити потрапляння стрижневої суміші в оборотну в процесі вибивання форм, тому цілком доцільно прагнути до мінімізації негативного впливу цих домішок на властивості загальної суміші.

Метою дослідження є встановлення впливу добавок стрижневої суміші на основі цирконового наповнювача на комплекс властивостей сирової піщано-бентонітової формувальної суміші та визначення допустимого рівня домішок стрижневої суміші за умови підтримання необхідного рівня властивостей.

Для приготування сумішей використали лабораторний котковий змішувач. Вміст глинястої складової, гранулометричний склад, міцність при стисканні, обсипаємість, газопроникність, текучість, ущільнювальність, формувальність та вологість визначали за стандартними методиками на відповідних приладах у лабораторних умовах.

У піщано-бентонітову суміш поступово додавали 5; 10; 15; 20; 25 і 30% звороту стрижневої суміші, наповнювачем у якій є цирконовий концентрат із переважною фракцією зерен 0,1 мм.

Вологість підтримували на рівні 2,8...3,5%. При кожному циклі сумішоприготування суміш освіжали добавкою глини ПІТ₁ у розрахунку 5% від кількості доданого звороту стрижнів.

У результаті дослідів отримали задовільні властивості формувальної суміші. Вологість, формувальність, обсипаємість, ущільнювальність та текучість отримали у межах допустимих значень. Міцність зросла з 0,093 МПа до 0,120 МПа, що пояснюється поєднанням більш крупного (пісок формувальної суміші) і більш дрібного (циркон) наповнювачів; за рахунок армування зернами циркону міжзернових проміжків зросла загальна міцність системи.

Проведене дослідження показало, що потрапляння звороту стрижневої суміші на основі цирконового наповнювача у кількості 30% у піщано-бентонітову суміш для формовки по-сирому є допустимим, оскільки не знижує жодної із основних властивостей.

Бондар Т.С., Федоров Г.Є.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)
ЛИВАРНІ ВЛАСТИВОСТІ ЖАРОСТІЙКИХ СТАЛЕЙ З ВИСОКИМ
ВМІСТОМ ХРОМУ

Аналіз літератури щодо жаростійких сплавів на основі заліза з високим вмістом хрому дає можливість оцінити, що певну жаростійкість сплави набувають після додавання в них понад 13% хрому, а задовільні ливарні та механічні властивості зберігають до 35% хрому. Підвищити технологічні й експлуатаційні характеристики залізохромистих сплавів можна легуванням їх алюмінієм.

Рідкотекучість. Визначали за температури $(1580 \pm 10)^\circ\text{C}$ за методикою стабільних витрат металу та його тиску з використанням спіралі Керрі.

Установлено, що з підвищенням вмісту хрому рідкотекучість сталей зростає в результаті зниження температури плавлення сталі й зменшення інтервалу кристалізації відповідно до діаграми стану Fe-Cr. Додавання алюмінію в хромисті сталі до 1,0...1,5% залишає їх практичну рідкотекучість на високому рівні, однак подальше підвищення вмісту алюмінію до 2...3% дещо знижує її.

Такий вплив алюмінію на рідкотекучість хромистих сталей можна пояснити так: невеликі присадки алюмінію добре розкислюють метал, надають йому гомогенності, тому рідкотекучість залишається високою.

Отже, для збереження високої рідкотекучості хромистих сталей вміст алюмінію в них має не перевищувати 2%.

Лінійна усадка. Хром має необмежену розчинність в α -залізі, тому збільшує кількість феритної складової структури й знижує лінійну усадку досліджених сталей. На зменшення лінійної усадки сталі, після підвищення концентрації хрому, істотний вплив робить також зміцнення міжатомних сил зв'язку в кристалічних ґратах легованого фериту. Додавання невеликої кількості алюмінію помітно знижує усадку хромистих сталей у результаті ще більшого звуження γ -області в сталях і збільшення кількості феритної складової. Металографічними дослідженнями встановлено, що сталь із 30% хрому й 1% алюмінію має феритну структуру із дрібними включеннями карбідів. Крім того, коефіцієнт термічного стискування фериту в 1,6 рази ($14,5 \cdot 10^{-6}$ 1/град проти $23 \cdot 10^{-6}$ 1/град) менше, ніж аустеніту. Це суттєво знижує лінійну усадку металу. Додавання алюмінію в хромисті сталі істотно зменшує також загальний вміст газів у металі внаслідок утворення тугоплавких оксидів і нітридів. Тугоплавкі сполуки стають додатковими центрами кристалізації, подрібнюють первинне зерно й підвищують щільність металу ще на ранній стадії реєстрації лінійної усадки. Підвищення вмісту алюмінію понад 2% збільшує лінійну усадку сталей внаслідок перебудовування кристалічних ґраток фериту в результаті підвищеного вмісту алюмінію та різниці коефіцієнтів термічного стискування, оскільки збільшується розчинність алюмінію у фериті до 30%. Коефіцієнт термічного стискування алюмінію $23,8 \cdot 10^{-6}$ 1/град, заліза – $11,8 \cdot 10^{-6}$ 1/град, а хрому – $6,7 \cdot 10^{-6}$ 1/град.

Таким чином, для зменшення лінійної усадки хромистих сталей вміст у них алюмінію має не перевищувати 2%. Це стосується, насамперед, виробництва геометрично складних і великогабаритних виливків.

Тріщиностійкість. Відомо, що причиною виникнення гарячих тріщин у виливках є механічні й термічні гальмування, які створюються геометрією вилівка й усадкою. Гарячі тріщини зароджуються при температурах, близьких до температур завершення первинної кристалізації. Для високолегованих сталей інтервалом зародження гарячих тріщин є $1450 \dots 1250^\circ\text{C}$.

Сталі із хромом й алюмінієм мають низьку теплопровідність, у результаті чого виникає більша різниця температур між поверхневими й внутрішніми шарами металу, що призводить до появи внутрішніх гарячих тріщин, які згодом (під час експлуатації) поширюються до поверхні вилівка. Однак зниження коефіцієнта термічного стискування, що обумовлено ростом феритної складової структури після підвищення вмісту хрому й оптимальних добавок алюмінію, позитивно впливає на тріщиностійкість досліджених сталей.

Об'ємна усадка. Підвищення вмісту хрому в сталях знижує її теплопровідність, що істотно погіршує умови формування якісних виливків. Зниження теплопровідності сталей після підвищення в них хрому й алюмінію сприяє збільшенню усадкових дефектів і сконцентрованої усадкової раковини.

Борисов А.Г., Шейгам В.Ю.
(ФТИМС НАН України, г.Київ)

ПРЯМОЙ ТЕРМИЧЕСКИЙ МЕТОД РЕОЛИТЬЯ СПЛАВА ЦА27 НА ОСНОВЕ ЦИНКА

Одним из быстро развивающихся современных направлений литейного производства является литье из жидко-твердого состояния [1, 2], при этом желательно, чтобы кристаллическая фаза имела недендритную морфологию. Большинство методов получения недендритной морфологии основаны на перемешивании расплава в частично закристаллизованном состоянии [3].

Разработки последних лет свидетельствуют о получении такой морфологии без процесса перемешивания [4]. Авторы назвали такой способ прямым термическим методом реолитья (ПТМ). Если способом перемешивания недендритную морфологию получают в сплавах на основе Al, Cu, Fe, Co, Ni [4], то методом ПТМ, наиболее выгодным с экономической точки зрения его эффективность продемонстрирована только для силумина А356.

В работе исследовали возможность применения ПТМ для антифрикционного сплава ЦА 27 (ГОСТ 21437-95). Сплав применяется для изготовления подшипников скольжения, характер внутризеренной морфологии которого [5] сказывается на величине коэффициента трения.

Проведена серия экспериментов, параметры которых и зависимость характера морфологии отливок от условий заливки приведены в табл. 1.

На рис. 1 представлены структуры образцов, которые получены при различных условиях литья. Как видно из рисунка, получены как дендритные (в, г), так и недендритные (а, б) морфологии.

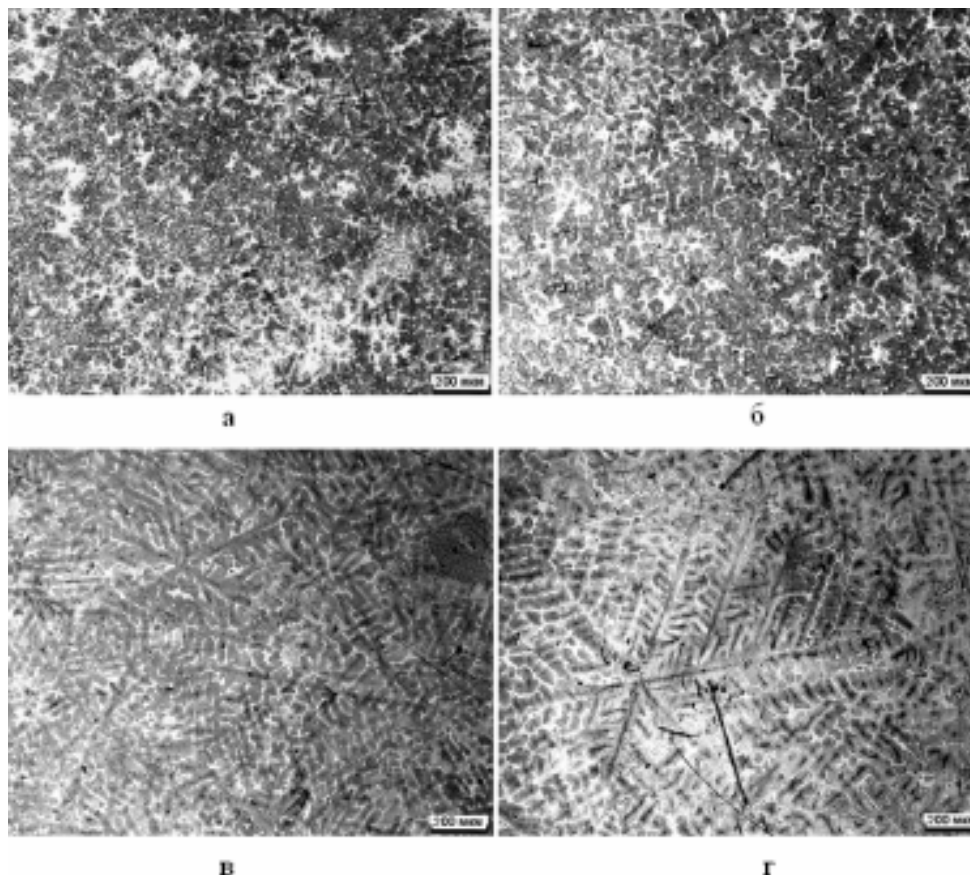


Рис. 1. Микроструктуры образцов

Таблица 1 – Параметры экспериментов и морфология структуры

№ эксперимента	Тип морфологии	Условия экспериментов	
		перегрев, °С	температура кокиля, °С
7	недендритная	8	20
8	недендритная	8	300
6	дендритная	198	20
9	дендритная	145	300

В работе установлено, что основным фактором, ответственным за характер формирующихся структур, является величина перегрева. Температура формы, по крайней мере, для толщины стенки 2,0 мм, оказывает незначительное влияние. Прямой термический метод может быть использован для реолития цинковых сплавов.

Литература:

1. Олейник Л.В. Обзор методов производства тиксотропных материалов// Технология легких сплавов. – 2001, – №3. – С.22...29.
2. Kirk Wood D.H. "Semisolid metal processing" // International Material Reviews 1994 Vol.39, N°.5. – P.173–189.
3. Fan Z. Semisolid metal processing // International Materials Reviews.-2002.- Vol. 47. – N2. – P.49...85.
4. Browne D.I., Hussey M.J., Carr A.J., Brabason D. Int. J. of Cast Met. Res., 4 N°4: (2003).
5. Ji S. The Fragmentation of primary dendrites shearing in semisolid processing// Journal of material science, 2003. – Vol. 38. – P.1559...1564.

Бубликов В. Б., Нестерук О. П., Бачинський Ю. Д., Моїсєва Н. П.
(ФТИМС НАН України, м. Київ)

ПІДВИЩЕННЯ ЕФЕКТИВНОСТІ МОДИФІКУВАННЯ В ПРОТОКОВИХ РЕАКТОРАХ ЛИВНИКОВИХ СИСТЕМ

Вимоги до литих виробів у сучасному машинобудуванні постійно зростають. Це зумовлює необхідність удосконалення існуючих і створення нових ефективних екологічно чистих технологій їх одержання. Економічно доцільною є заміна литих деталей із сталі, ковкого чавуну та кольорових сплавів на вироби із високоміцного чавуну. Застосування високоміцного чавуну дозволяє знизити масу литих виробів, спростити процеси їхнього одержання, збільшити надійність та довговічність машин при економічних витратах матеріалів і енергоресурсів. Прогресивним способом підвищення ефективності процесу модифікування чавуну є оброблення його в протокових реакторах, які розташовані в ливникових системах. При цьому відбувається зближення в часі процесів модифікування і кристалізації в чавуні. В результаті такого модифікування процес зародкоутворення в чавуні проходить інтенсивніше, забезпечується високий рівень сфероїдизації графітних вкраплень без утворення вибілу в структурі виливків. У виливках, що одержуються за такою технологією, формується подрібнена структура з підвищеною кількістю фериту, що забезпечує оптимальні міцнісні властивості литого металу. Однак, у даний час конкурентоспроможні технології модифікування чавуну в ливарних формах застосовуються обмежено. Це обумовлено малою кількістю даних о процесах міжфазної взаємодії модифікатора з чавуном при обробці його в протокових реакторах. Інтенсивність взаємодії з розплавом твердих, рідких та пароподібних реагентів, що утворюються при обробці чавуну лігатурами, визначається швидкістю протікання гідродинамічних і тепломасообмінних процесів в протокових реакторах, які мають обмежений об'єм. Розроблені основні наукові положення для

визначення раціональних варіантів і параметрів модифікування в протокових реакторах, що розміщені в ливникових системах. Визначені технологічні параметри, що забезпечують найбільш економічний режим внутрішньоформового модифікування, які дозволяють відрегулювати процес розчинення таким чином, що магнієвмісна лігатура витрачається, головним чином, на модифікування тієї частини розплаву, що заповнює виливки і живильні бобишки, забезпечуючи масову долю магнію у виливках більше 0,035%, у той час як шлакоуловлювачі, реактори та інші елементи ливниково-модифікувальної системи заповнюються наприкінці заливання розплавом, що містить 0,005...0,010% магнію.

Створена технологія дозволяє економити енергоресурси і матеріали при виробництві виливків з високоміцного чавуну з підвищеними міцнісними та експлуатаційними характеристиками.

Бубликов В.Б., Бачинский Ю.Д.
(ФТИМС НАН України, г. Київ)

FeSiMgCa ЛИГАТУРЫ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА

Ввод кальция в FeSiMg лигатуры обеспечивает дополнительное рафинирование расплава чугуна от серы и кислорода, снижает химическую активность магния, выделение дыма и пироэффект, уменьшает количество магния необходимое для получения шаровидного графита. Кальций способствует графитизации, снижению склонности к образованию отбела, увеличению пластичности и долговечности изделий из высокопрочного чугуна.

Важнейшим фактором, определяющим эффективность и стабильность процесса модифицирования в технологиях высокопрочного чугуна, является содержание серы в расплаве. Низкое содержание (менее 0,015% S) позволяет проводить эффективное модифицирование небольшим количеством лигатуры FeSiMg (ФСМг). В настоящее время в Украине низкосернистые шихтовые материалы практически отсутствуют и для получения высокопрочного чугуна применяют материалы с высоким содержанием серы (0,03...0,05%). При модифицировании расплава с содержанием серы около 0,03% для получения шаровидного графита необходимо повысить расход ферросилиций-магниевого лигатуры ФСМг7 до 2,5%. При содержании серы более 0,035% степень сфероидизации графита (ССГ) снижается ниже допустимого уровня (85%). При таком же расходе (2,5%) железо-кремний-магний-кальциевой лигатуры ЖКМК-4 при модифицировании расплава с 0,04% S обеспечивается получение ССГ на уровне 90%.

Проведено сравнительное исследование 3-х вариантов процесса получения высокопрочного чугуна модифицированием в ковше исходного расплава, содержащего 0,028...0,030% S, лигатурами ФСМг7, ЖКМК-4 и ЖКМК-2 (табл. 1).

Таблица 1 – Химический состав лигатур

Марка лигатуры	Содержание элемента, % мас.			
	Mg	Ca	Si	Fe
ФСМг7	7,1	0,8	60,0	ост.
ЖКМК-4	7,8	7,3	56,8	ост.
ЖКМК-2	7,3	12,1	47,7	ост.

В то время как обе лигатуры ЖКМК обеспечивают высокую ССГ (более 90%) уже при расходе 1,5%, то для получения такого же результата требуется 2,5% лигатуры ФСМг7, что свидетельствует о более низкой сфероидизирующей способности последней.

При расходе 1,5% ФСМг7 в структуре высокопрочного чугуна образуется примерно поровну шаровидный и вермикулярный графит.

Механические свойства модифицированных высокопрочных чугунов представлены в табл. 2.

Таблица 2 – Механические свойства высокопрочных чугунов

Марка лигату- ры	Расход лигатуры, % от массы чугуна					
	1,5		2,0		2,5	
	σ_B , МПа	δ , %	σ_B , МПа	δ , %	σ_B , МПа	δ , %
ФСМг7	412	2,2	584	4,9	643	6,4
ЖКМК-4	579	9,2	628	9,1	631	8,2
ЖКМК-2	613	9,3	623	8,9	638	8,3

На основе результатов исследований и производственного опыта для модифицирования исходного расплава с содержанием 0,025...0,035% S рекомендуются лигатуры типа ЖКМК.

Бубликов В.Б., Берчук Д.М., Медвідь С.М.

(ФТИМС НАН України, м. Київ)

ДВОСТАДІЙНЕ ВНУТРІШНЬОФОРМОВЕ МОДИФІКУВАННЯ

otdel.vch@yandex.ua

Перехід з ковшового на внутрішньоформове модифікування, завдяки більш високому рівню модифікувального впливу на структуроутворення, дозволяє більшою мірою впливати на ступінь графітизації і дисперсності структури. В результаті диспергування металевої основи забезпечується поліпшення механічних характеристик, таких як міцність, пластичність, ударна в'язкість.

Дослідження внутрішньоформового і ковшового методів модифікування розплаву магнієвою лігатурою ФСМг-7 показало, що зі зменшенням товщини клиноподібної проби від 25 до 5 мм інокулювальна здатність більш ніж в три рази, а кількість фериту в 2...6 разів вище при внутрішньоформовому модифікуванні. Зменшення товщини клиноподібної проби при ковшовому модифікуванні призводить до зниження фериту в металевій основі і збільшення міцності, в середньому, на 100 МПа, у порівнянні з внутрішньоформовим. Відносне подовження при ковшовому модифікуванні значно нижче, а при внутрішньоформовому в усьому діапазоні товщини знаходиться в межах 11,5...17,5%.

Результати досліджень послужили основою для розробки і впровадження технології отримання виливків з високоміцного чавуну марки ВЧ 400-15. Перехід на технологію внутрішньоформового модифікування запобігає утворенню цементиту, сприяє збільшенню кількості фериту в структурі високоміцного чавуну в литому стані.

Невеликі зміни хімічного складу шихтових матеріалів і умов плавлення можуть призводити до відхилення структури металевої основи за перлітом до 50%. При цьому підвищуються показники межі міцності і знижується відносне подовження. Додаткове внутрішньоформове модифікування FeSiBa забезпечує отримання заданої марки ВЧ 400-15 у литому стані без проведення термічного оброблення. Таким чином, використання внутрішньоформового сфероїдизувального і додаткового графітизувального модифікування дозволяє розширити область управління структуроутворенням високоміцного чавуну.

Бубликов В.Б., Нестерук Е.П., Бачинский Ю.Д., Моисеева Н.П.
(ФТИМС НАН України, г. Київ)

К ВОПРОСУ ОБ УПРАВЛЕНИИ ПРОЦЕССОМ МОДИФИЦИРОВАНИЯ РАСПЛАВА ЧУГУНА В ПРЕДКРИСТАЛЛИЗАЦИОННОМ ПЕРИОДЕ

Модифицирование в предкристаллизационном периоде предоставляет современному литейному производству новые возможности для создания высокорентабельного производства высококачественных тонкостенных отливок из высокопрочного чугуна. Повышение эффективности модифицирования за счет минимизации промежутка времени между обработкой и затвердеванием высокоуглеродистого расплава, повышения скорости снятия перегрева и теплоотвода расплава при кристаллизации в разы интенсифицирует образование сферокристаллов графита, ускоряет формирование измельченной эвтектики «шаровидный графит – аустенит», предотвращает метастабильный механизм кристаллизации с образованием нежелательной цементитной фазы, сопровождающийся развитием ликвации и образованием усадочной пористости.

Определены основные средства управления процессом модифицирования чугуна в предкристаллизационном периоде:

- введение в расплав диспергированного графита для образования дополнительных кластеров графита (нанообластей с высоким содержанием углерода), которые усиливают влияние модифицирования в направлении увеличения количества активных центров кристаллизации шаровидного графита и предотвращение перехода к варианту кристаллизации с образованием метастабильной цементитной фазы;

- высокоэффективное модифицирование в проточном реакторе литниковой системы;

- интенсивное снятие перегрева расплава, ускоренная кристаллизация отливки при скорости ее охлаждения 5...12 °C/с.

Применение низкосернистого исходного чугуна 0,010...0,015%, температуры заливки 1400...1420 °C, в условиях невысокой скорости заливки 1,0...1,5 кг/с, при минимальном расходе ферросилиций-магниевого лигатуры 0,7...0,8 % регламентированного фракционного состава. При указанных параметрах создаются условия для формирования в реакторе движущейся жидко-твердой среды с максимально развитой величиной поверхности межфазного взаимодействия, что обеспечивает растворение ферросилиций-магниевого лигатуры в ускоренном режиме и повышает степень перехода магния из лигатуры в металл отливок до 80...90%.

Разработанные технологические параметры обеспечивают повышение эффективности модифицирования в направлении оптимизации структурообразования и повышения свойств литых изделий из высокопрочного чугуна.

Бубликов В.Б.¹, Сиропоршнєв Л.М.², Форсюк О.І.², Берчук Д.М.¹
(¹ФТИМС НАН України; ²КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСУ ВНУТРІШНЬОФОРМОВОГО МОДИФІКУВАННЯ ЧАВУНУ ЛІГАТУРОЮ ЖКМК-4

Прогресивним напрямом розвитку технологій високоміцного чавуну є підвищення ефективності модифікування шляхом застосування пізнього внутрішньоформового модифікування в проточних реакторах, розташованих у ливниковій системі. У порівнянні з ковшовим, модифікування в ливарних формах характеризується більш високою екологічністю, технологічністю і економічністю. Модифікування безпосередньо в ливарній формі є екологічно чистим процесом, в результаті якого забезпечується перехід Mg з

лігатури в рідкий метал біля 70...85% при скороченні до мінімуму тривалості часу від початку модифікування до кристалізації розплаву.

Ще однією характерною ознакою внутрішньоформового модифікування є використання вихідного чавуну з вмістом S менше 0,01%, тому актуальними стали дослідження отримання високоміцного чавуну внутрішньоформовим модифікуванням при використанні вихідного чавуну з підвищеним вмістом сірки, який отримуємо з недорогого переробного чавуну та сталевого брухту. При використанні вихідного чавуну з підвищеним вмістом сірки, її надмірну кількість, яка перевищує оптимальні межі 0,010...0,015%, необхідно дезактивувати, що буде сприяти ефективному внутрішньоформовому модифікуванню, та магній, який вводиться в рідкий метал, буде виконувати тільки функцію утворення кулястого графіту в чавуні під час його кристалізації.

Дослідження проводили з використанням магній-кальцієвої лігатури ЖКМК-4. Кальцій є більш активним десульфуратором і розкислювачем, ніж магній, через що покращується модифікувальна здатність лігатури. Через погану розчинність лігатури застосовували присадку флюориту кальцію (CaF_2), що ефективно знижує в'язкість шлаку, який утворюється.

Відливали стандартні клиноподібні проби з товщиною біля основи 15 мм в сирій піщано-глинястій формі при 1380 і 1450 °С. Кількість присадки CaF_2 складала 3 і 15% від маси лігатури. При введенні 3% присадки CaF_2 та температурі заливання 1380 °С вміст Mg та Si відповідно склав 0,023 та 1,98%. За температури заливання 1450 °С і тієї ж кількості присадки CaF_2 вміст Mg та Si збільшуються відповідно до 0,038 та 2,39%.

Введення 15% CaF_2 значно покращує умови взаємодії рідкого металу з лігатурою і при температурі заливання 1450 °С відбувається повне її розчинення і досягаються найвищі значення вмісту Mg та Si (0,05% Mg та 2,46% Si). При температурі заливання 1380 °С вміст Mg та Si склав відповідно 0,037 та 2,23%.

Як показують результати проведених досліджень, швидкість розчинення магній-кальцієвої лігатури залежить від в'язкості і температури шлаку, що утворюється при її плавленні та перешкоджає проникненню рідкого металу в лігатуру і уповільнює процеси тепломасообміну між нею та розплавом.

Таким чином експериментально доведено, що застосування магній-кальцієвої лігатури є перспективним процесом при використанні вихідного чавуну з підвищеним вмістом сірки до 0,035%. В результаті досліджень отримані експериментальні дані, що свідчать про взаємозв'язок параметрів структури і механічних властивостей високоміцного чавуну з температурою заливання і кількістю введеної присадки флюориту кальцію разом із лігатурою. Механічні властивості відлитих проб, отриманих внутрішньоформовим модифікуванням магній-кальцієвою лігатурою: межа міцності до 600 МПа; відносне подовження до 12%.

Бубликов В.Б., Ясинский А.А., Бачинский Ю.Д., Ясинская Е.А.
(ФТИМС НАН України, г. Киев)

ВЛИЯНИЕ КАЧЕСТВА РАСПЛАВА И ЛЕГИРОВАНИЯ МЕДЬЮ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА ПЕРЛИТНОГО КЛАССА

Важным фактором, способствующим увеличению механических свойств легированного медью высокопрочного чугуна, является повышение качества исходного расплава. Так при плавке в дуговой печи основным процессом на шихте из рафинированного продувкой магнием литейного чушкового чугуна марки ЛР6 и отходов листовой стали 08кп получен расплав с весьма низким содержанием серы и фосфора – 0,008 и 0,029% со-

ответственно. Низкое содержание серы позволило снизить расход сфероидизирующей лигатуры до 1,2% от массы металла при модифицировании в ковше, что в 2 раза меньше, чем при модифицировании расплава, выплавленного в индукционной электропечи на шихте из передельного чушкового чугуна ПЛ1 с содержанием 0,035% S. В результате легирования 1,0% Si выплавленного основным процессом расплава с низким содержанием серы и фосфора получен перлитный высокопрочный чугун с $\sigma_B \geq 900$ МПа, $\delta > 6\%$, который, по сравнению с высокопрочным чугуном, полученным из переплавленного в индукционной электропечи чушкового чугуна ПЛ1, характеризуется повышенной на 20% прочностью и в 2 раза большим относительным удлинением. В результате нормализации повышаются прочность и твердость, относительное удлинение изменяется незначительно.

Исследование влияния легирования медью на механические свойства проводилось также на высокопрочном чугуне, выплавленном в опытно-промышленных условиях в индукционной печи из шихты, состоящей из рафинированного продувкой магнием чушкового чугуна ЛРЗ (30%) и стали 20 (70%).

Структура металлической основы клиновидной пробы толщиной 15 мм из исходного высокопрочного чугуна состояла из 70% перлита (остальное феррит). После легирования 0,35% Si количество перлита увеличивается до 85%, а при легировании 0,60% Si – до 95%. По мере повышения содержания меди прочность σ_B увеличивается по линейной закономерности до 920 МПа в высокопрочном чугуне, легированном 1,2% Si. Относительное удлинение снижается по мере уменьшения количества феррита и при содержании в металлической основе более 95% перлита стабилизируется на уровне ~4%. В данной серии опытов наряду с прочностью и относительным удлинением также определяли условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, величина которого в легированном медью чугуне превышает 500 МПа.

В целом, наряду с легированием медью, применение качественных шихтовых материалов и выплавленного основным процессом исходного расплава являются факторами, определяющими получение высоких механических свойств высокопрочного чугуна перлитного класса.

Бубликов В.Б.

(ФТІМС НАН України, м. Київ)

ІСТОРІЯ СТВОРЕННЯ ІЗОТЕРМІЧНО ЗАГАРТОВАНОГО ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ З АУСТЕНІТО-ФЕРИТНОЮ МЕТАЛЕВОЮ ОСНОВОЮ

У 1958-1965 рр. у Фізико-технологічному інституті металів та сплавів НАН України групою співробітників під керівництвом кандидата технічних наук Волощенка Михайла Васильовича було створено технологію отримання нового конструкційного матеріалу – ізотермічно загартованого високоміцного чавуну з аустеніто-феритною матрицею, міцнісні характеристики якого ($\sigma_B = 1000 \dots 1400$ МПа, $\sigma_{0,2} = 700 \dots 900$ МПа) були майже на 100% вищі, ніж у відомих до цього моменту високоміцних чавунів з кулястим графітом. Втомна міцність (σ_{-1} , τ_{-1}) такого чавуну в 1,5...1,8 разів перевищувала показники сталі 45Г2. Зносостійкість в умовах тертя із змащенням була в 2...3 рази вищою, ніж у перлітно-го високоміцного чавуну. В Україні наприкінці 50-х років минулого століття вперше у світовій практиці з ізотермічно загартованого високоміцного чавуну почали виготовляти колінчасті вали. В 1965 р. на Харківському моторобудівному заводі «Серп і молот» було створено і діяло більше 40 років високоефективне масове (з добовим випуском 520...550 шт.) виробництво литих колінчастих валів масою 62 кг для форсованих дизельних двигунів тракторів та комбайнів.

За кордоном активні розробки в цьому напрямку починаються значно пізніше – в середині 70-х років ХХ ст. В 90-х роках в технологічно розвинутих країнах введено в дію спеціальні стандарти на ізотермічно загартовані високоміцні чавуни з аусферитною матрицею і починається їх впровадження в промисловість із значним техніко-економічним ефектом взамін легованих чавунів і високоміцних сталей. Деталі із аусферитного високоміцного чавуну широко застосовуються в сучасних автомобілях, тракторах, важких транспортних машинах, залізничних вагонах, військовій, ґрунтообробній, посівній техніці та ін. Річний світовий випуск виробів з цього прогресивного конструкційного матеріалу в 2015 р. досягнув 100 тис. т.

У 2017 році виповнюється 90 років з дня народження видатного українського вченого в галузі високоміцного чавуну Волощенка Михайла Васильовича, доктора технічних наук, професора, Заслуженого діяча науки і техніки України, випускника кафедри «Ливарне виробництво чорних та кольорових металів» Київського політехнічного інституту (1949 р).

Буря А.И., Ерёменко А.В., Томина А.-М.В.

(ДГТУ, г. Каменское)

**ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ ВОЛОКНА ВНИИВЛОН НА
ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ОРГАНОПЛАСТИКОВ НА
ОСНОВЕ АРОМАТИЧЕСКИХ ПОЛИАМИДОВ**

eromenko81@gmail.com

В промышленности важное место в обеспечении повышения надёжности машин и механизмов, снижении их материалоемкости принадлежит армированным пластикам, к числу которых относятся композиционные материалы на основе термопластичных полимерных матриц, наполненных органическими волокнами.

Учитывая это, изучали трибологические характеристики органопластиков на основе термопластичной матрицы.

Ароматический полиамид фенилон С-1, использовался в качестве связующего, наполнителя термостойкое арамидное волокно внииивлон. Композиции готовили во вращающемся электромагнитном поле посредством неравноосных ферромагнитных частиц длиной 15 мм и диаметром 1,5 мм, что обеспечивает равномерное распределение волокон в связующем. Содержание волокна изменялось от 5 до 20 масс. %.

Для переработки полученных композиций применялся метод компрессионного прессования, с предварительным таблетированием образцов при нормальных условиях. Прессование осуществлялось в следующем режиме: загрузка в форму при 393 К; выдержка без давления в форме при 593 К в течении 10 мин.; выдержка под давлением 50 МПа при 593 К в течении 10 мин; распрессовка образцов производилась при температуре 523 К. Исследования проводили на машине трения 2070-СМТ-1, по схеме диск-колодка: диск – сталь 45 с твердостью 45...48 HRC и шероховатостью поверхности $Ra = 0,63$ мкм, колодка – органопластика.

На рисунке приведены зависимости износа (I , мг) и коэффициента трения (f) в зависимости от содержания волокна внииивлон.

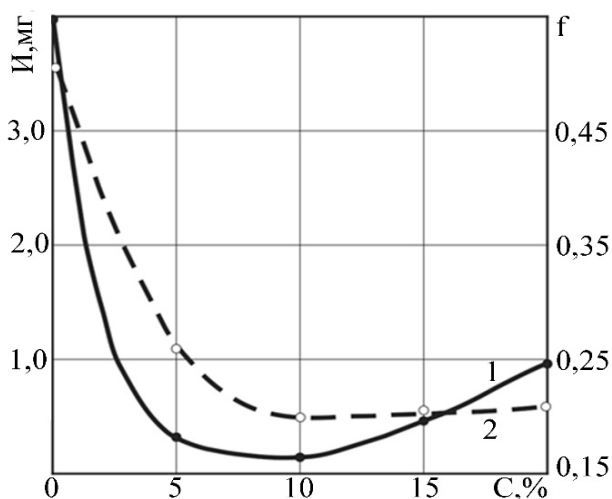


Рис. 1. Залежність износу (1) і коефіцієнта трення (2) органопластиків на основі фенілона С-1 від процентного вмісту волокна вніивлону

Аналізуючи результати досліджень, представлених на рис. 1, можна зробити висновок, що збільшення кількості оксалона з 5 до 20 мас. %, дозволяє зменшити коефіцієнт трення і износу вихідного матеріалу на 49...62% і в 8,3...23 рази відповідно.

Найбільш інтенсивне зниження износоорганопластиків відбувається при вмісті вніивлону до 10 мас. %, після чого збільшується. Це пояснюється тим, що при вмісті волокна 15...20% мас. % зростає дефектність матеріалу, обумовлена тим, що на межі «полімер-волокно» руйнування починає переважає над упорядкуванням макромолекул зв'язуючого.

Позитивні результати лабораторних досліджень дозволили перейти до виробничих випробувань. Для цього була виготовлена експериментальна партія підтримуваних роликів ленточного транспортера, укомплектованих підшипниками ковзання з фенілона С-1, що містить 10 мас. % волокна вніивлону. В процесі випробувань за 2016 рік відмов було, на основі цього було прийнято рішення про продовження випробувань для визначення повного терміну служби роликів з підшипниками ковзання з органопластика.

¹Верболоз І.М., ¹Колибашкін С.О., ²Шелягін В.Д., ²Бернацький А.В.,
²Сіора О.В., ²Бістрікер Ф.Е.

(¹КПІ ім. Ігоря Сікорського; ²ІЕЗ ім. Є.О. Патона, м. Київ)

ДОСЛІДЖЕННЯ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ОСОБЛИВОСТЕЙ ЛАЗЕРНОГО ЗВАРЮВАННЯ СТИКОВИХ З'ЄДНАНЬ З НЕРЖАВЮЧИХ СТАЛЕЙ В РІЗНИХ ПРОСТОРОВИХ ПОЛОЖЕННЯХ

avb77@ukr.net

Парогенератори типу ПГВ-1000 для АЕС з реакторами типу ВВЕР-1000 є рекуперативними теплообмінними апаратами із зануреною поверхнею теплообміну, виконаною з горизонтально розташованих U-подібних теплообмінних змійовиків. Змійовики своїми кінцями закріплені у вертикальному циліндричному колекторі теплоносія. На внутрішній стінці колектора трубки змійовиків приварені аргонодуговим способом. На сьогоднішній день одним з основних факторів, що визначають технічний стан і термін служби парогенератора (далі ПГ), є стан теплообмінних труб (незамінювана і невідновлювальна частина ПГ). В процесі експлуатації енергоблоків відбувається утворення різних дефектів теплообмінних труб ПГ, що може призвести до розгерметизації контуру АЕС і надходження теплоносія в II контур в режимі роботи реакторної установки на потужності. При перевищенні певного нормованого значення міжконтурного протікання в ПГ, енергоблок зупиняють для проведення позапланового контролю цілісності теплообмінних труб. Для забезпечення безпечної експлуатації енергоблоку теплообмінні труби піддають неруйнівному контролю, за результатами якого здійснюють глушіння дефектних труб шляхом вварювання заглушки. При досягненні певної кількості заглушених теплообмінних труб по-

трібна заміна парогенератора, що пов'язано зі значними економічними втратами і дозовими навантаженнями персоналу АЕС.

Актуальність роботи полягає в заміні способу аргонодугового зварювання на автоматичне лазерне зварювання, як таке, що повинно забезпечити більш локальний термічний вплив на виріб та більший експлуатаційний ресурс зварних з'єднань. На підставі аналізу сучасного стану науково-дослідних робіт із зварювання герметичних з'єднань з різномірідних сталей було обрано перспективні підходи до автоматизованого лазерного зварювання при ремонті парогенераторів типу ПГВ-1000 для вітчизняних АЕС, а саме, зварювання заглушок у теплообмінні трубки парогенератора.

Дослідження технологічних особливостей лазерного зварювання стикових з'єднань з нержавіючих сталей в різних просторових положеннях, виконували на лабораторних стендах, розроблених та виготовлених в ІЕЗ ім. Є.О. Патона. У якості матеріалів дослідження застосовували нержавіючі сталі 08X18H10T та 10X17H13M3T товщиною 3 мм. Критерієм оцінки досягнення необхідного результату, були: відсутність повного провару стикового з'єднання (проплаву в сталі); формування верхнього валика зварного з'єднання, що задовольняють вимогам стандарту ISO 13919-1 для категорії, не нижче "С"; відсутність пор; відсутність тріщин; відсутність (або мінімальна кількість) бризок.

Лазерне випромінювання генерували за допомогою Nd:YAG-лазера моделі «DY044» (фірми «Rofin Sinar», Німеччина) потужністю 250...4400 Вт. У дослідженнях використовували лінзу з фокусною відстанню 300 мм. Використовували аргон у якості захисного газу з витратами $Q_{Ar}=20$ л/хв.

В результаті проведення досліджень технологічних особливостей лазерного зварювання стикових з'єднань з нержавіючих сталей у різних просторових положеннях було визначено області значень, у яких доцільно проводити оптимізацію параметрів режимів, а саме: швидкості зварювання 1200...5000 мм/хв; величини розфокусування лазерного випромінювання -1...+7 мм; потужності лазерного випромінювання 1650...3800 Вт.

Остаточні висновки про вибір значень параметрів технологічних режимів буде зроблено після проведення комплексу механічних випробувань та металографічних досліджень, запланованих як наступний етап роботи.

Візіренко М.В.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

УСАДКОВА ПОРИСТИСТЬ І УСУНЕННЯ ДАНОГО ДЕФЕКТУ В УМОВАХ ВИРОБНИЦТВА

vizirenko95@ukr.net

Усадкова пористість (shrinkage) – скупчення порожнин, які утворилися у виливках у значних зонах у результаті усадки в тих місцях виливка, які тверділи останніми без доступу до них розплавленого металу [1].

Усадкова пористість – дефект, який часто розміщується під основною усадковою раковиною, або в місцях потовщення деталі. Усадкова пористість і раковини в місцях потовщення виливка зазвичай пов'язані із невдалою конструкцією деталі або ливникові системи виливка. Тому особливо важко виправляти такі дефекти в умовах виробництва – це пов'язано із можливими змінами технологічних процесів і обладнання, що не дозволить виготовити виливки у відповідні терміни.

На підприємстві ДП «Київський бронетанковий завод» виливок «Важіль рульової тяги», який встановлюється на БТР-3ДА, мав брак.



Рис. 1. Проблеми усадкового характеру у виливку «Вагіль рульової тяги», пов'язані із неправильно спроектованою прес-формою

даної деталі, дещо збільшивши її трудосміність.

Переміщення ливникової системи було відкинуто внаслідок того, що це ускладнило б подальше механічне оброблення деталі – виникнення «бієнія» на токарному станку, неможливість закріплення деталі, бо деталь кріпиться за один із надливів. Зміна теплоакумулювальної здатності форми була визнана занадто трудомісткою і недоцільною.



Рис. 2. Експериментальна модель виливка «Вагіль рульової тяги» до БТР-ЗДА

Вивчення дефекту вказало на його приналежність до усадкових, і він був ідентифікований як усадкова пористість. Даний виливок виготовляли за технологією моделей, що витоплюються, а причиною дефекту була невдала конструкція прес-форми для моделі. Для того, щоб усунути недоліки і виготовити прес-форму, необхідний певний час.

Для того, щоб продовжити роботу із старою прес-формою, було запропоновано декілька варіантів вирішення проблеми: збільшення надливів вручну, зміна теплоакумулювальної здатності форми, перенесення ливникової системи в інше місце на виливку. Запропоновані варіанти дозволили би продовжити виробництво

Єдиним і найдоцільнішим варіантом є збільшення надливів і стояка вручну. Про моделювання заливання металу за допомогою ЕОМ, знайшли відповідні висоти надливів і стояка. Для експерименту було виготовлено чотири моделі і на них змінено висоти, відповідно до результатів розрахунків.

Експериментальні моделі не мали відповідних дефектів і дозволили прийняти рішення про тимчасовий випуск виливка «Вагіль рульової тяги» за допомогою старої прес-форми для моделей.

Література:

1. http://posibnyky.vntu.edu.ua/tk_m/index_slov.htm

Гнатуш В.А., Самарай В.П.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

СТОСОВНО СТРАТЕГІЇ ПРОДАЖУ ОСВІТНІХ ПОСЛУГ ЗА МЕТАЛУРГІЙНИМИ СПЕЦІАЛЬНОСТЯМИ В РИНКОВИХ УМОВАХ

Вступ. При переході від планової до ринкової економіки змінюються не тільки структура і методи функціонування економіки країни, а й стратегія надання послуг вищими освітніми закладами. Одним із важливих факторів є зміна структури економіки України, що відповідно викликає коригування переліку професій, затребуваних покупцями певних спеціалістів. Очевидно, що в умовах ринку має місце тісний зв'язок в координатах: освіта – наука – виробництво – торгівля. Внутрішня трансформація одного з цих параметрів призводить до коригування функціонування інших. У процесі розроблення маркетингової стратегії продажу освітніх послуг у сегменті «Металургія + ливарство» потрібно пропрацювати такі складові: дослідження ринку покупців спеціалістів і ринку абітурієн-

тів, аналіз ринку сучасних металургійно-ливарних і супутніх технологій, розроблення рекламної стратегії та плану модернізації учбово-інформаційної бази.

Основний матеріал. Ринок технологій. Для підготовки кафедрами конкурентоздатних фахівців потрібно проаналізувати тенденції та прогнози розвитку металургійно-ливарних і супутніх технологій (екологія, енергозбереження тощо). Одночасно слід приймати до уваги тенденції та прогнози розвитку металоспоживчих галузей промисловості, а також споріднених галузей (інформаційні технології, хімічна промисловість тощо). Вважаємо, що в Україні у найближчі роки виникне потреба у спеціалістах з металургійного перероблення відходів, ресурсо- та енергозбереження в металовиробництві, екологічної металургії та ливарства, а також з торгівлі металопродукцією.

Ринок покупок спеціалістів. Український ринок покупок спеціалістів металургійно-ливарного профілю за роки незалежності суттєво зменшився. Тому така ситуація вимагає більш активної співпраці кафедр з підприємствами, науковими установами тощо. Філіали кафедр, спільні іноваційні центри, конференції, семінари – ось точки співпраці.

Ринок абітурієнтів. Український ринок абітурієнтів знаходиться під тиском демографічної ситуації в Україні. Дані Держстату України свідчать про те, що за період з 1990 по 2016 рр. населення у нашій країні зменшилось з 51,6 до 42,6 млн. чол., тобто на 17,4%. Одночасно кількість населення в діапазоні 0...17 років зменшилась з 13,3 до 7,6 млн. чол., тобто на 42,9%. Враховуючи такі фактори, як військові дії на сході України, трудову міграцію та низьку народжуваність, понижувальний тренд відносно кількості населення збережеться у довгостроковій перспективі.

Просування освітніх послуг. Як бачимо, українські виші і їх кафедри знаходяться у доволі складній ситуації. З одного боку, вони повинні враховувати понижувальну тенденцію на ринку абітурієнтів, а з іншого – потенціал працевлаштування випускників. Дієвим засобом у цій справі є рекламна компанія. Її інструментами є зустрічі викладачів кафедри у школах, розроблення друкованої та електронної інформаційної продукції, використання засобів інтернету, радіо, телебачення та преси. Важливим елементом професійного орієнтування учнів школи є видання науково-популярної літератури стосовно новітніх технологій металовиробництва, а також спеціалізованих сайтів та цільової розсилки новин ринку металів. Особливу увагу слід звернути на інформативність сайтів кафедр. Вони повинні не тільки надавати інформацію стосовно професій, а й публікувати наукові, виробничі, торговельні новини відповідного ринку. Не варто забувати про колишніх випускників – їх життєвий шлях є найкращою рекламою того, що любов до металу залишається на все життя. Створення товариства професійних ливарників у Facebook – що може бути кориснішим для молодого людини, яка шукає свій шлях!

Модернізація учбово-інформаційної бази. Відповідність підготовки професійних металургів-ливарників сучасному стану науки та техніки досягається, у першу чергу, постійною модернізацією технічної бази кафедр. Вагомим доважком до цього є створення при кафедрах іноваційних центрів, наукових платформ, спільних з торговельними компаніями учбових центрів тощо. Для забезпечення фінансової підтримки таких проектів потрібно організовувати відповідні Фонди. Актуальним є створення на кафедрах інформаційних баз навчальної та наукової літератури, а також організація доступу до платних баз даних стосовно ринку металів.

Рушійною силою переорієнтації роботи кафедри в умовах ринку повинні бути як завідувачі кафедрами, так і створені на факультетах маркетингові відділи під керівництвом заступників деканів з маркетингу. Останні координують і направляють роботу кафедр для забезпечення повноцінного набору абітурієнтів та розробляють тактику продажу освітніх послуг відповідними кафедрами.

Література:

1. Державна служба статистики України. Ресурс – <http://www.ukrstat.gov.ua/>.
2. Баца І. М. Маркетинг-освіта в Україні: вимоги ринку праці та тенденції розвитку маркетинг-освіти. Ресурс – ir.kneu.edu.ua.
3. Ісайкіна О. Д. Маркетинг освітніх послуг: сучасні тенденції та перспективи. Ресурс – www.nbuv.gov.ua.

Гнатуш В.А., Самарай В.П.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ТРЕНДИ СВІТОВОГО РИНКУ СТАЛІ НА ПОЧАТКУ ХХІ СТОЛІТТЯ

У 2017р. наукова спільнота України відзначила 100 років з дня народження відомого вченого і фахівця в галузі освіти, член-кореспондента НАН України, професора, доктора технічних наук Георгія Григоровича Єфіменка (1917-2012). Одним із головних напрямків його роботи було дослідження світового ринку виробів чорної металургії та розробка пропозицій стосовно подальшого науково-технічного розвитку гірничо-металургійного комплексу України. У продовження цієї традиції автори і підготували цю статтю, як певний доважок до списку праць знаного науковця.

Динаміка світового виробництва сталі. Світова сталеливарна промисловість і в ХХІ столітті є наріжним каменем світової економічної системи. Залізо та сплави на його основі залишаються основним конструкційним матеріалом, незважаючи на певний тиск з боку полімерних матеріалів. Згідно даних World Steel Association (WSA) [1], за період з 2000 по 2016 рік виплавка сталі в світі збільшилась з 849 до 1592 млн. т або майже в 1,9 рази (рис. 1). Проте не все так прекрасно в світовій сталевій корпорації. На наш погляд, можливо виділити кілька бізнес-періодів у динаміці світового виробництва сталі. Так, з 2000 по 2007 рік мало місце достатньо активне зростання, що становило 62 млн. т сталі щороку. Проте в 2008-2009 роках настала системна фінансова криза, яка призвела до зменшення виробництва сталі до 1239 млн. т. У 2010-2014 рр. виробництво сталі відновилося і збільшувалося в середньому на 47 млн. т щороку.

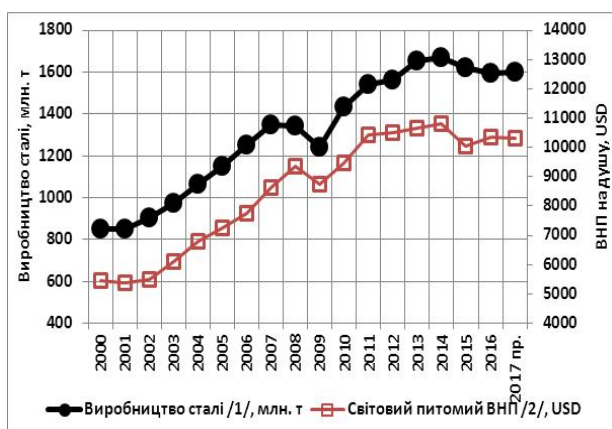


Рис. 1. Динаміка виробництва сталі в світі та світовий питомий ВВП



Рис. 2. Динаміка виробництва сталі в світі та використання сталеливарних потужностей

Проте в наступні два роки виробництво сталі в світі зменшилось до рівня 1592 млн. т (2016). Вважаємо, що така мінливість світового ринку сталі обумовлена проблемами, що мають місце в функціонуванні світової економіки. Про це свідчить співставлення показників виробництва сталі в світі та питоме світове ВВП (на душу населення) за 2000...2016 рр. (рис. 1), що оцінюються показником кореляції в 0,99. Таким чином, такі фактори, як локальні військові конфлікти та політична лихоманка, призводять до нестабільності кон'юнктури ринку виробів із сталі та у створенні дефектних зон в системі глобальної економіки. Певний негативний вклад вносить також надлишок сталеливарних потужностей. За даними Organisation for Economic Co-operation and Development (OECD), впродовж 2000...2016 рр. світові сталеливарні потужності збільшились з 1046 до 2407 млн. т або в 2,3 рази (рис. 2) [2]. При цьому проведений авторами розрахунок завантаженості світових сталеливарних потужностей свідчить про їх зменшення з 81% (2000) до 66% (2016) (рис. 2). Таким чином, в результаті «охолодження» попиту в металоспоживчих галузях та підсилення конкуренції доволі суттєво «гальмується» і виробництво сталі.

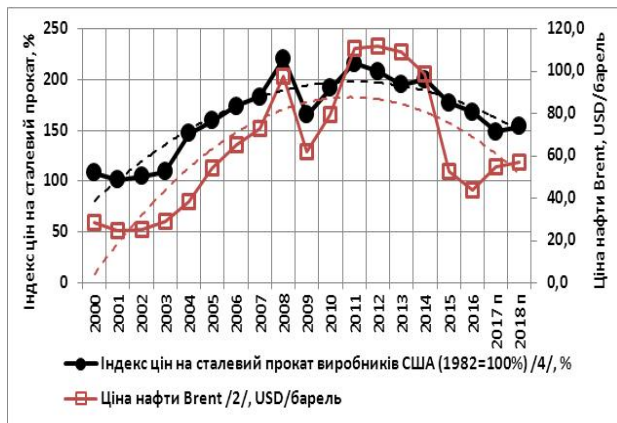


Рис. 3. Динаміка індексу цін на сталевий прокат і цін на нафту Brent

середньорічний індекс цін на американські сталеві вироби буде демонструвати понижувальну тенденцію (149% проти 168% у 2016 р.). Лише в 2018 р. очікується певне зростання середньорічного індексу цін на сталевий прокат до 154%.

Країни-лідери ринку сталі. У гонитві за світовий приз кращого виробника сталі впродовж 2000...2016 рр. склад десятки країн-лідерів змінювався не суттєво. Проте слід відзначити, що найбільш динамічними країнами серед них є Китай, який збільшив виробництво сталі в 6,3 рази, Індія – в 3,6 рази та Туреччина – в 2,3 рази (табл. 1). Призову трійку в 2016 р. сформували Китай (частка 50,4%), Японія (6,5%) та Індія (6,0%), яка потіснила США (4,9%) на четверте місце.

Таблиця 1 – Порівняльні рейтинги світових виробників сталі у 2000 і 2016 роках

Рей- тинг 2000	Країна	Виробниц- тво в 2000р., млн. т	Частка в 2000р., %	Рей- тинг 2016	Країна	Виробниц- тво в 2016р., млн. т	Частка в 2016р., %	2016 до 2000, %
1	Китай	128,50	8,9	1	Китай	808,37	50,4	629,1
2	Японія	106,44	7,4	2	Японія	104,77	6,5	98,4
3	США	101,80	7,0	3	Індія	95,62	6,0	355,1
4	Росія	59,14	4,1	4	США	78,62	4,9	77,2
5	Німеччи- на	46,38	3,2	5	Росія	70,80	4,4	119,7
6	Республі- ка Корея	43,11	3,0	6	Республі- ка Корея	68,57	4,3	159,1
7	Україна	31,77	2,2	7	Німеччи- на	42,08	2,6	90,7
8	Бразилія	27,87	1,9	8	Туреччи- на	33,16	2,1	231,5
9	Індія	26,92	1,9	9	Бразилія	30,21	1,9	108,4
10	Італія	26,76	1,8	10	Україна	24,22	1,5	76,2
Разом 10 країн		598,68	41,4	Разом 10 країн		1356,42	84,6	226,6
Решта 82 країни		848,94	58,6	Решта 56 країн		247,56	15,4	29,2
Всього 92 країни		1447,62	100,0	Всього 66 країн		1603,99	100,0	110,8

Примітка. Початкові дані від WSA [1].

Одночасно впродовж 2000...2016 рр. суттєво коригувалась і цінова політика виробників сталевих продукції. Так, за інформацією USGS [5], середньорічні індекси цін на сталевий прокат виробників США після зростання в 2000...2008 рр., почали доволі активно знижуватись після 2011 р. (рис. 3). Співставлення індексу цін на сталеву продукцію з ціною на нафту Brent показало вельми значний зв'язок між ними – коефіцієнт кореляції становить 0,92. Це дозволяє прогнозувати з урахуванням прогнозу цін на нафту Brent [5], що і в поточному році се-

Потрібно відмітити, що вельми суттєво збільшилась дистанція між десяткою лідерів та іншими учасниками пелетону. Якщо в 2000 р. частка десяти лідерів становила 41,4%, то в 2016 р. – 84,6%, тобто збільшилась в майже у 2,3 рази. Таким чином, має місце суттєва концентрація впливу десятки найбільших виробників на світовий ринок сталевих продукції, а серед них найвагомим є Китай, частка якого становить 50,4% світового виробництва сталі.

Споживання готової продукції. Потрібно відмітити, що і у споживанні готової продукції із сталі (ГПС) у країнах, світових лідерах з її виробництва, впродовж 2000...2015 років має місце доволі неоднозначна ситуація. За даними WSA, за вказаний часовий проміжок споживання ГПС у світі збільшилось у 1,5 рази (табл. 2).

Таблиця 2 – Споживання готової продукції із сталі на душу населення у країнах, світових лідерах виробництва сталі в 2000 і 2016 роках (WSA)

Країна	2000	Країна	2015	2015 до 2000, %
Республіка Корея	817,7	Республіка Корея	1109,5	135,7
Японія	600,5	Японія	497,3	82,8
Італія	521,6	Китай	488,6	499,1
Німеччина	474,8	Німеччина	485,4	102,2
США	425,3	Туреччина	436,8	231,0
Росія	166,0	США	298,8	70,3
Світ	134,6	Росія	274,8	165,5
Україна	99,9	Світ	208,1	154,6
Китай	97,9	Бразилія	102,4	114,5
Бразилія	89,4	Україна	74,7	74,8
Індія	27,5	Індія	61,1	222,2

При цьому до найбільш динамічних країн за цим показником слід віднести Китай (зростання майже у 5 разів), Туреччину (в 2,3 рази) і Індію (2,2 рази). У той же час такі держави, як США і Японія, досить суттєво зменшили споживання ГТС.

Згідно прогнозу WSA/OECD від 2015 р. очікується, що у 2030 р. споживання готової продукції із сталі в світі сягне 1992 млн. т або збільшиться на 30% проти рівня 2014 р. При цьому очікується зменшення частки Китаю з 46 до 34%, та збільшення частки Індії разом з країнами АСЕАН з 9 до 19%. Однак очевидно, що прогноз базується на певному підвищувальному тренді розвитку світової економіки. Проте, виходячи з циклів Миколи Кондратьєва (1892-1938), зараз світова економіка знаходиться на певному спаді, який продовжиться до 2017...2020 рр., в очікуванні зміни парадигми технологічного розвитку. Питання в тому, чи має світова металургія принципово нові ідеї стосовно виробництва продукції із суттєво підвищеними експлуатаційними характеристиками.

Література:

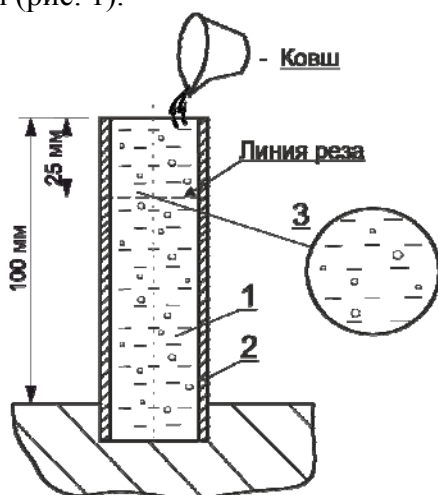
1. World Steel Association. Ресурс - . <https://www.worldsteel.org/>.
2. World Bank. Ресурс - www.worldbank.org.
3. Organisation for Economic Co-operation and Development. Ресурс –
4. Iron and Steel. Statistics and Information. Ресурс - https://minerals.usgs.gov/minerals/pubs/commodity/iron_&_steel/.
5. U.S. Energy Information Administration. Ресурс - <https://www.eia.gov/analysis/>.

Головаченко В.П., Дука В.М., Вернидуб А.Г., Дядюра А.С.
(ФТИМС НАН України, г. Киев)

ЭКСПРЕСС МЕТОДИКА ОПРЕДЕЛЕНИЯ СТЕПЕНИ ГАЗОНАСЫЩЕННОСТИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

jknd-t@ukr.net

Во ФТИМС НАН України розроблена оригінальна методика якостевної оцінки степені газонасыщенности алюмінієвих сплавів, базуюча на використанні супертонкостенних ($\delta=50\ldots 100$ мкм) форм из алюмінієвої фольги [1, 2], забезпечуюча медленне, со скоростью $0,4\ldots 0,6$ °C/с, охолодження расплава в формі, что способствує частичному виділенню розчиненого водороду из расплава при его кристаллізації (рис. 1).



1 – заготовка; 2 – форма из алюмінієвої фольги; 3 – макрошліф из заготовки длиной (высотой) 25 мм

Рис. 1. Схема изготовления алюмінієвих заготовок и макрошліфов ($V_{\text{охл}}=0,4\ldots 0,6$ °C/с)

металлов и сплавов в формы из алюмінієвої фольги // Литейное производство №4, 2012. – С.35...36.

Из полученных цилиндрических заготовок диаметром 15 мм и высотой 100 мм изготавливают макрошлифы, по которым, в соответствии со шкалой ВИАМ, определяют балл пористости, что позволяет качественно судить о степени газонасыщенности алюмінієвого расплава.

Методика обладает высокой чувствительностью, позволяет фиксировать газовую пористость с размерами газовых раковин меньше 0,1 мм, не требует большого расхода металла.

Дальнейшее опробование экспрессной методики осуществляется с использованием широкой номенклатуры литейных и деформируемых сплавов.

Литература:

1. Головаченко В.П., Борисов Г.П., Дука В.М., Вернидуб А.Г.. Спосіб лиття заготовок//Патент України №94861 UA, Б.В. №9-2011.

2. Головаченко В.П., Дука В.М., Вернидуб А.Г. О новом способе лиття заготовок из

Головаченко В.П., Дука В.М., Цир Т.Г., Вернидуб А.Г.
(ФТИМС НАН України, г. Киев)

О НОВОЙ ТЕХНОЛОГИИ РЕО-ТИКСОЛИТЬЯ

jknd-t@ukr.net

Отливки, изготовленные традиционным способом лиття под давлением (ЛПД), вследствие высоких скоростей впуска, в той или иной степени поражены газовыми раковинами, что снижает их потребительские свойства, в особенности герметичность, прочность, а также затрудняют проведение упрочняющей термической обработки (закалка + старение) из-за образования «вздутий», образованных термическим расширением подкорковых раковин.

Технический прогресс в области ЛПД неразрывно связан с открытием группой Флеменгса М. явления тиксотропии в алюмінієвих сплавах, что привело к появлению принципиально новых технологий – рео- тиксолитья. В этих технологиях используется

специально приготовленная металлическая суспензия с глобулярной морфологией первичной α -фазы алюминия, разделённой между собой жидкой составляющей (эвтектикой). Такая суспензия обладает высокой подвижностью, способна под действием сдвиговых напряжений заполнять полость литейной формы, уплотняться.

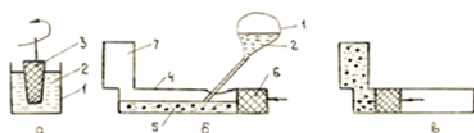
Изготовленные из металлической суспензии отливки обладают повышенной плотностью, могут подвергаться упрочняющей термической обработке, а также сварке.

Отсутствие связанного каркаса в эффективном интервале кристаллизации при использовании новых технологий рео- и тиксолития позволяет изготавливать фасонные отливки из трудноформируемых алюминиевых сплавов для аэрокосмической техники.

Разработанный во ФТИМС НАН Украины новый способ рео- тиксолития [1] предусматривает роторную обработку расплава, находящегося в предкристаллизационной области температур, последующее формирование суспензии непосредственно в камере прессования машины ЛПД с заданным количеством твердой фазы.

Новый способ литья опробован в промышленных условиях (рис. 1) Получены положительные результаты. Ведутся работы по широкому внедрению новых технологий в производство. Технология имеет ряд преимуществ: за счет уменьшения тепловой и эрозивной нагрузки на рабочую полость пресс-формы стойкость оснастки повышается на 20...25% при одновременном снижении потребления электроэнергии и смазочных материалов на 15...20%.

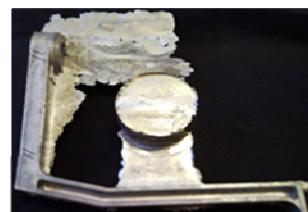
На рис. 1 приведен новый способ литья частично закристаллизованных алюминиевых сплавов.



1 - литейная форма, 2 - расплав, 3 - ротор-мотор, 4 - камера прессования, 5 - металлическая суспензия, 6 - пресс-плунжер, 7 - пресс-форма



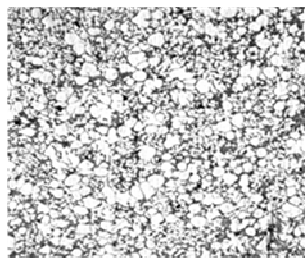
Корпус горелки газовой плиты



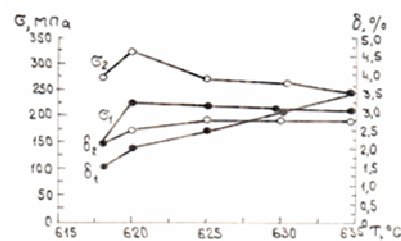
Кронштейн



Роторная обработка дозы расплава в условиях ВАТ «ЛТАВА» (г. Полтава)



Микроструктура сплава АК7, ЛПД. Выплавленный литейно-кузнечный завод «Объединение Артема»



Механические свойства образцов из сплава АК7, обработанного ротором
1 - литейный
2 - термообработка Т6

Рис. 1. Новый способ литья частично закристаллизованных алюминиевых сплавов

Литература:

1. Головаченко В. П., Борисов Г. П., Дука В. М. Способ рео- тиксолития // Патент №85981 и.а, опубликован 10.03.09, Бюл №5.

Гордійчук З.О., Шейко О.І.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

УДОСКОНАЛЕННЯ СПОСОБІВ ПІДВИЩЕННЯ ЕФЕКТИВНОСТІ ПРОТИПРИГАРНИХ ПОКРИТТІВ

a_sheiko@ukr.net

Пригар на сталевих і чавунних виливках, які виготовляють у піщаних формах, є найбільш розповсюдженим дефектом поверхні, який значно підвищує трудомісткість операцій очищення та погіршує товарний вигляд литва. Дуже часто утворення пригару на виливках пов'язано з використанням неякісних формувальних матеріалів або порушенням технології виготовлення піщаних форм.

Орієнтуватися на отримання чистої поверхні литих заготовок шляхом вдосконалення методів їх очищення є нераціонально, тому що цей шлях є дуже трудомісткий та енергоємний, а також призводить до незворотніх втрат металу в пригарі. Тому, намагання ливарників отримувати виливки без пригару та інших поверхневих дефектів, які максимально наближені до розмірів готової деталі, є виправданим.

Основним способом запобігання утворення пригару та інших поверхневих дефектів на сталевих і чавунних виливках на сьогодні є фарбування робочої поверхні ливарних форм і стрижнів протипригарними фарбами (водними або самовисихаючими).

Попередження утворення пригару на виливках, які виготовляються з використанням сучасних технологій затвердження сумішей в холодному або гарячому оснащенні, є досить актуальною проблемою. Використання водних протипригарних фарб у цьому випадку не раціонально, оскільки процес висушування шару покриття нівелює ефективність технології виготовлення форм і стрижнів. Широке розповсюдження для фарбування форм і стрижнів, які виготовляються за вказаною технологією, отримали самовисихаючі протипригарні фарби з полівінілбутиралем (ПВБ), який виконує одночасно функцію в'язучого та стабілізуючого компонента суспензії. Однак, ПВБ має дуже низьку термостійкість, що призводить до руйнування шару протипригарного покриття при нагріванні теплою металу, який заливається в форму, і як наслідок – не може запобігти утворенню пригару на поверхні вилівка. Тому, підвищення термостійкості самовисихаючих протипригарних покриттів залишається на сьогодні актуальною проблемою.

Найпростішим способом підвищення термостійкості шару протипригарного покриття при нагріванні є використання в'язучих матеріалів, які мають достатньо високу термостійкість, наприклад, фенолоформальдегідних, фуранових смол, кремнійорганічних продуктів та інших, які розчиняються в органічних розчинниках.

Дослідженнями, які були проведені раніше, встановлено, що при додатковому введенні до складу самовисихаючих покриттів із ПВБ фенолоформальдегідних смол спостерігається значне підвищення їх міцності при нагріванні до високих температур. Це дозволяє отримувати без пригару в формах із ХТС сталеві виливки з товщиною стінки до 80...100 мм.

Встановлено, що значно підвищити міцність самовисихаючих протипригарних покриттів при температурах до 1000...1100 °С можна за допомогою спеціальних домішок, які додатково вводяться до складу протипригарної фарби. Такі домішки сприяють протіканню в шарі покриття, яке нанесене на поверхню форми або стрижня, процесу спікання вогнетривкого наповнювача під впливом теплоти металу, який заливається в форму, і тим самим призводять до підвищення міцності покриття.

Висока міцність шару протипригарного покриття при температурах заливання є необхідною, але недостатньою умовою для отримання виливків без пригару. Важливо, щоб шар протипригарного покриття мав достатню міцність зчеплення з поверхнею ливарної форми при температурах заливання її металом.

Підвищити міцність зчеплення покриття з поверхнею ливарної форми можна за рахунок поверхневого зміцнення форм і стрижнів спеціальними зміцнювальними розчинами. Для приготування таких розчинів можуть використовуватися різні в'язучі матеріали – водорозчинні та які розчиняються в органічних розчинниках.

При використанні розроблених складів протипригарних покриттів, які спікаються, та одночасним зміцненням поверхні форм або стрижнів гарантується отримання крупних і товстостінних виливків із чистою без пригару поверхнею, які виготовляються в піщаних формах.

Гурія І.М., Нечипоренко І.В.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)
ПОРШНЕВІ СПЛАВИ В МАШИНОБУДУВАННІ
guriya@ukr.net

Актуальною проблемою автомобілебудування є забезпечення відповідності вимогам одного з найбільш важливих елементів автомобільного двигуна – поршня. Він відіграє велику роль у процесі перетворення хімічної енергії палива спочатку в теплову, а потім в механічну. В силу безлічі функцій і суперечливості властивостей поршень є однією з найскладніших деталей мотора. Таке положення підтверджується тим, що небагато автомобілебудівних компаній займаються самостійно проектуванням і виготовленням їх для своїх моторів. Це все є технологічно складно, практично нездійсненно в умовах стандартного машинобудівного виробництва, тому проблема відповідності поршня вимогам модифікованого мотора стає великим випробуванням для багатьох компаній, котрі займаються тюнінгом [1].

Для виготовлення поршнів використовують чавун, алюмінієві та магнієві сплави, а також сталь. Переважно їх роблять з чавуну і алюмінієвих сплавів [2].

Основними перевагами алюмінієвих сплавів як матеріалу для поршнів є їх хороша теплопровідність і низька щільність. Ці сплави досить технологічні, мають відносно високу втомну міцність.

Чавун як матеріал для поршнів проти алюмінієвих сплавів має такі позитивні властивості: вищу твердість і зносостійкість, жароміцність, однаковий коефіцієнт лінійного розширення з матеріалом гільзи. Останнє дозволяє істотно зменшити і стабілізувати за режимами роботи зазори в зчленуванні спідниці поршня – циліндр. Однак велика щільність не дозволяє використати його широко для поршнів високооборотних автомобільних двигунів. Цей недолік, можливо, частково знівелювано вкрапленнями в структурі чавуну кулястого графіту, що дозволяє відливати елементи поршня значно нижчою товщиною. Відповідно до сказаного вище, ні силуміні, ні чавун повною мірою не є оптимальними матеріалами виготовлення поршнів [3].

Втратили практичну цінність й поршні з магнієвих сплавів з 5...10% алюмінію. Такі сплави відрізняються малою питомою вагою ($1,8 \text{ г/см}^3$), але не мають потрібної міцності. Поршні з магнієвих сплавів використовуються для гоночних автомобілів.

Сталеві поршні для дизельних двигунів легкових автомобілів мають відмінні характеристики і великий потенціал зниження викидів CO_2 .

Як відомо, поршень працює в дуже складних умовах високого тиску і температур, відчуваючи при цьому величезні навантаження. Тому актуальним є завдання мінімізації дефектів газоусадкового походження (рис. 1), які унеможливають якісну роботу поршнів.



Рис.1. Дефекти у вигляді газоусадкових раковин на оброблених виливках поршнів

Головними причинами виникнення такого браку можуть бути: недотримання технологічного процесу, невідповідність складу та якості шихтових матеріалів діючим стандартам, низька культура виробництва.

Наша робота присвячена вдосконаленню технологічного процесу з метою усунення браку виливків на АТ «Полтавський турбомеханічний завод».

Література:

1. <http://vodyn.narod.ru/Porsni.html>

2. Автомобільні двигуни / Ф.Г. Абрамчук, Ю.Ф. Гугаревич, К.Є. Долгунов, І.І. Тимченко. – К.: Арістей, 2006. – 476 с.

3. В.Д. Белов, М.В. Белов, Э.Б. Тен (МИСиС, Москва), К.Х. Ким (Корея, SUNGHOONCo.). Разработка состава и технологии изготовления прутковых фосфорсодержащих лигатур для модифицирования поршневых силуминов. Тезисы доклада. Словакия. Братислава. Международная конференция «Технология – 2005». С. 62...64.

**Гущик Д.В.¹, Кравченко О.І.¹, Юркова О.І.¹, Бякова О.В.²
(¹КПІ ім. Ігоря Сікорського»; ²ІПМ ім. І.М. Францевича, м. Київ)
**МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ КВАЗІКРИСТАЛІЧНОГО $Al_{94}Fe_3Cr_3$
СПЛАВУ, ПІСЛЯ ФОРМУВАННЯ В УМОВАХ
КВАЗІГІДРОСТАТИЧНОГО СТИСКУ****

Dima94g@ukr.net

Компактні зразки квазікристалічного сплаву $Al_{94}Fe_3Cr_3$ виготовляли у комірках високого тиску при 2,5; 4 та 6 ГПа за кімнатної температури. Мікротвердість HV визначали в умовах ідентування при статичному вдавлюванні на приладі ПМТ-3, оснащеному стандартною пірамідою Віккерса, при навантаженні на індентор 1 Н. Умовну границю плинності $\sigma_{0,2}$ та границю пружності σ_e визначали за кривими «напруження-деформація», які будували за методикою [1] із застосуванням комплекту алмазних тригранних інденторів з різними кутами загострення γ_i , а саме, 45°, 50°, 55°, 60°, 65°, 70°, 75°, 80°, 85°. Модуль Юнга Е визначали в умовах безперервного вдавлювання індентора (алмазної піраміди Берковича з кутом загострення 65°) на приладі «Мікрон-гама». Випробування проводили при навантаженні 1,5 Н у відповідності з міжнародним стандартом ISO 14577-1:2002 (Е), в основу якого покладений метод Олівера і Фарра [2]. Характеристику пластичності δ_n розраховували за величинами мікротвердості HV, модуля Юнга Е та коефіцієнта Пуассона ν відповідно до методики [3].

Результати мікромеханічних випробувань, наведені в табл. 1, свідчать про те, що, завдяки повному збереженню квазікристалічної і-фази у складі сплаву після компактування, його характеристики міцності (мікротвердість HV та границя плинності $\sigma_{0,2}$) перевищують аналогічні характеристики сплаву, компактованого екструзією, яка здійснюється при комплексному впливі підвищеної температури 653 К і тиску, який в поздовжньому та поперечному напрямку досягає $P_l = 1,42$ ГПа і $P_t = 3,30$ ГПа, відповідно, та викликає часткову втрату квазікристалічної і-фази [4].

Мікротвердість $Al_{94}Fe_3Cr_3$ сплаву, компактованого при різних тисках, майже однакова і змінюється в межах похибки, але вона значно вище (в 2 рази) мікротвердості сплаву у вигляді порошку (табл. 1).

Таблиця 1 – Механічні характеристики порошкового $Al_{94}Fe_3Cr_3$ сплаву до та після консолідації в умовах високого тиску

Параметр Матеріал	Модуль Юнга E , ГПа	Мікротвердість HV , ГПа	Характерис- тика пластич- ності δ_H	Умовна гра- ниця плин- ності $\sigma_{0,2}$, ГПа	Границя пружності σ_e , ГПа
Порошок	–	$0,91 \pm 0,3$	0,92	–	–
Консолідований при 2,5 ГПа	85	$1,84 \pm 0,21$	0,85	0,565	0,315
Консолідований при 4 ГПа	71	$2,00 \pm 0,19$	0,81	0,578	0,327
Консолідований при 6 ГПа	69	$1,94 \pm 0,2$	0,80	0,585	0,330
Екструдований [4]	72	$1,62 \pm 0,04$	0,87	0,360	–

Консолідація порошку $Al_{94}Fe_3Cr_3$ сплаву в умовах квазігідростатичного стиснення надає можливість повного збереження частинок метастабільної квазікристалічної і-фази в алюмінієвій матриці, що забезпечує комбінацію високої міцності та достатньої пластичності, необхідної для використання в інженерній практиці.

Література:

1. Исследование механических свойств сверхтвердых материалов при индентировании / Галанов Б.А., Мильман Ю.В., Чугунова С.И., Гончарова И.В. // Сверхтвердые материалы. – 1999. – Том – 21, № 3. – С. 23...35.

2. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments / Oliver W. C., Pharr G. M. // J. Mater. Res. – 1992. – 7, No. 6. – P. 1564...1583.

3. Теоретичні основи і методи визначення механічних властивостей матеріалів та покриттів при індентуванні на макро- та макрорівнях / [Бякова О.В., Юркова О.І., Мильман Ю.В., Білоцький О.В.] – К.: Гаран-Сервіс. – 2010. – 144 с

4. Термостабільність структури і механічних свойств наноквазікристаллического $Al_{94}Fe_3Cr_3$ сплава, консолидированного экструзией / Юркова А.И., Бякова А.В., Власов А.А. // Металлофизика и новейшие технологии. – 2015. – Том 37. № 7. – С. 833...850.

Дегерменджі А.В.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ВИКОРИСТАННЯ ЗНОСОСТІЙКИХ ВИСОКОХРОМИСТИХ ЧАВУНІВ В МАШИНОБУДУВАННІ

anastasiadegermendgj@gmail.com

Збільшення терміну служби деталей машин, які швидко зношуються – одна з найважливіших проблем сучасного машинобудування. Мінімальний термін служби таких деталей знижує економічну ефективність багатьох машин і промислового обладнання та призводить до безповоротних втрат металу.

Особливо важливо забезпечити тривалі терміни служби деталей у гірничо-рудній, вугільній, цементній, будівельній та інших галузях промисловості, пов'язаних з видобутком і збагаченням високоабразивної мінеральної сировини – руди, вугілля, каменю, піску та ін.

Абразивне зношування характерно для великої групи машин і обладнання: екскаватори, навантажувачі, млини для розмелювання руди, вугілля, цементу, лотки, жолоби, футерувальні плити бункерів і скіпів, шламові насоси і трубопроводи до них, центрифуги, класифікатори, флотаційні машини, гідроциклони і т. д. [1].

Застосування для таких машин деталей із білих зносостійких чавунів, у структурі яких містяться високотверді карбіди, дозволяє у 3...15 разів збільшити термін служби цих деталей у порівнянні з вуглецевими сталями, які зазвичай застосовуються, наприклад сталлю 110Г13Л і ін.

Умови роботи, не пов'язані з великими ударними навантаженнями, дозволяють застосовувати для багатьох машин деталі з білих чавунів різних типів, які, завдяки наявності в їх структурі високотвердих складових – карбідів, мають зносостійкість у 5...10 разів вищу, ніж у конструкційних сталей.

Знаючи зносостійкість сплаву в різних умовах зношування – швидкість, абразивність і величину абразиву, корозійну активність абразивної маси, кути атаки і ін., виходячи з умов роботи деталі, можна вибрати оптимальний варіант матеріалу [1].

Одним із найрозповсюдженіших матеріалів, вироби з якого працюють в умовах зношування, є чавун, зносостійкість якого залежить від його хімічного складу, умов кристалізації та термічного оброблення. Зносостійкість чавуну підвищується при збільшенні в структурі кількості карбідів як простих (цементиту), так і спеціальних (карбідів хрому, вольфраму, ванадію і т. д.). Металева матриця має міцно утримувати тверду складову (карбіди) і запобігати їхньому крихкому руйнуванню.

Хімічний склад чавунів встановлюють в залежності від величини діючих напружень, робочих температур, типу абразиву.

В особливо важких умовах абразивного та гідроабразивного зношування виділяються спеціальні високохромисті чавуни з вмістом хрому 12...20%, у структурі яких наявні карбіди типу Cr_7C_3 (наприклад, ІЧХ20М2ГЗН2, ніхард, ІЧ290Х18ГЗ). В якості оптимального складу високохромистого сплаву для виливків, які працюють в умовах гідроабразивного зношування, рекомендують: 2,6...3,0% С, 0,4...1,0% Si, 0,5...1,0% Mn, 11,5...13,0% Cr, 1,2...1,6% Мо з нормалізацією при 930 °С та низьким відпуском протягом двох годин [2]. Саме в таких умовах експлуатуються деталі багерного насосу (рис. 1), які були виготовлені з наведеного вище сплаву.



Рис. 1. Деталі багерного насосу

Література:

1. Грабер М.Е. Износостойкие белые чугуны. – М.: Машиностроение, 2010. – 280 с.
2. Гиршович Н. Г. Кристаллизация и свойства чугуна в отливках. – М.: Машиностроение, 1966 – 562 с.

Доній О.М., Лютий Р.В., Стрілець Т.А., Фон Прусс М.А.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ПОСТАНОВКА ЗАДАЧІ РОЗРАХУНКУ ТЕПЛОВОГО ПОЛЯ В СИСТЕМІ «ФОРМА-РОЗПЛАВ-СТРИЖЕНЬ»

dosha@iff.kpi.ua

Можна стверджувати, що основним чинником фізико-хімічних процесів у ливарному виробництві є відведення тепла від рідкого металу в навколишнє середовище, в якості якого виступає ливарна форма. Теоретичний опис зміни температури в рідкому металі базується на рівнянні теплопровідності і не викликає великих труднощів. Проте теоретичне дослідження зміни температурного поля в системі "форма-розплав-стрижень" викликає певні математичні складнощі за рахунок неоднорідності загальної системи. У даній роботі пропонується узагальнена постановка математичної задачі теплопровідності в неоднорідному середовищі при відсутності додаткових джерел виділення тепла за рахунок кристалізації.

На рис. 1 наведено узагальнену схему постановки задачі теплопровідності в неоднорідному середовищі, яке складається з трьох ділянок і дає можливість сформулювати

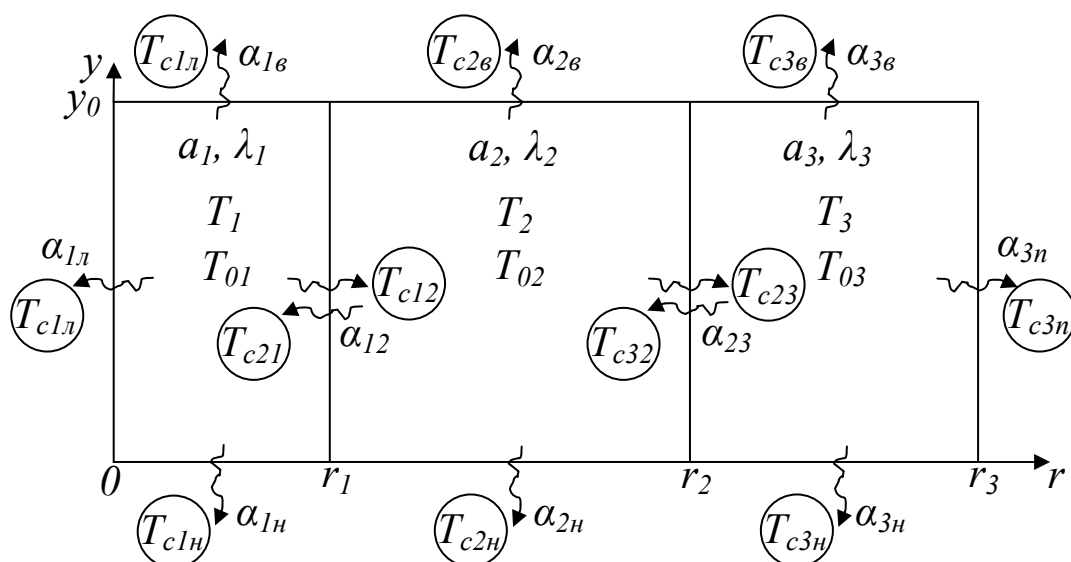


Рис. 1. Узагальнена схема постановки задачі теплопровідності в неоднорідному середовищі, яке складається з трьох ділянок ($j = 1, 2, 3$):

T_j – температура як функція від координат x, y та часу t ;

T_{0j} – початкові температури на кожній ділянці;

$T_{cj(n, \theta, l, n)}$ – температури навколишнього середовища знизу, зверху, ліворуч, праворуч;

$T_{12,23}$ – температури на границях шарів;

$\alpha_{j(n, \theta, l, n)}$ – коефіцієнти тепловіддачі знизу, зверху, ліворуч, праворуч;

$\alpha_{12,23}$ – коефіцієнти тепловіддачі на границях шарів;

$\lambda_{1,2,3}$ – коефіцієнти теплопровідності на кожній ділянці;

$a_{1,2,3}$ – коефіцієнти температуропровідності на кожній ділянці;

r_1, r_2, r_3, y_0 – геометричні розміри системи.

граничні умови. Відповідні рівняння теплопровідності із граничними умовами можна записати як:

$$\begin{aligned}
\text{шар 1: } \frac{\partial T_1(r, y, t)}{\partial t} &= a_1 \left[\frac{\partial^2 T_1(r, y, t)}{\partial r^2} + \frac{w}{r} \frac{\partial T_1(r, y, t)}{\partial r} + \frac{\partial^2 T_1(r, y, t)}{\partial y^2} \right] \\
r_0 \leq r \leq r_1, \quad T_1(r, y, 0) &= T_{01} = \text{const}, \\
-\lambda_1 \frac{\partial T_1(r_1, y, t)}{\partial r} &= \alpha_{12} [T_1(r_1, y, t) - T_2(r_1, y, t)], \quad -\lambda_1 \frac{\partial T_1(r_1, y, t)}{\partial r} = \alpha_{1n} [T_1(0, y, t) - T_{c1n}], \\
-\lambda_1 \frac{\partial T_1(r, y_0, t)}{\partial r} &= \alpha_{1e} [T_1(r, y_0, t) - T_{c1e}], \quad -\lambda_1 \frac{\partial T_1(r, 0, t)}{\partial r} = \alpha_{1n} [T_1(r, 0, t) - T_{c1n}] \\
\text{шар 2: } \frac{\partial T_2(r, y, t)}{\partial t} &= a_2 \left[\frac{\partial^2 T_2(r, y, t)}{\partial r^2} + \frac{w}{r} \frac{\partial T_2(r, y, t)}{\partial r} + \frac{\partial^2 T_2(r, y, t)}{\partial y^2} \right] \\
r_1 \leq r \leq r_2, \quad T_2(r, y, 0) &= T_{02} = \text{const}, \\
-\lambda_2 \frac{\partial T_2(r_2, y, t)}{\partial r} &= \alpha_{23} [T_2(r_2, y, t) - T_3(r_2, y, t)], \\
-\lambda_2 \frac{\partial T_2(r_1, y, t)}{\partial r} &= \alpha_{12} [T_2(r_1, y, t) - T_1(r_1, y, t)], \\
-\lambda_2 \frac{\partial T_2(r, y_0, t)}{\partial r} &= \alpha_{2e} [T_2(r, y_0, t) - T_{c2e}], \quad -\lambda_2 \frac{\partial T_2(r, 0, t)}{\partial r} = \alpha_{2n} [T_2(r, 0, t) - T_{c2n}] \\
\text{шар 3: } \frac{\partial T_3(r, y, t)}{\partial t} &= a_3 \left[\frac{\partial^2 T_3(r, y, t)}{\partial r^2} + \frac{w}{r} \frac{\partial T_3(r, y, t)}{\partial r} + \frac{\partial^2 T_3(r, y, t)}{\partial y^2} \right] \\
r_2 \leq r \leq r_3, \quad T_3(r, y, 0) &= T_{03} = \text{const} \\
-\lambda_3 \frac{\partial T_3(r_3, y, t)}{\partial r} &= \alpha_{3n} [T_3(r_3, y, t) - T_{c3n}], \quad -\lambda_3 \frac{\partial T_3(r_2, y, t)}{\partial r} = \alpha_{23} [T_3(r_2, y, t) - T_{c32}], \\
-\lambda_3 \frac{\partial T_3(r, y_0, t)}{\partial r} &= \alpha_{3e} [T_3(r, y_0, t) - T_{c3e}], \quad -\lambda_3 \frac{\partial T_3(r, 0, t)}{\partial r} = \alpha_{3n} [T_3(r, 0, t) - T_{c3n}]
\end{aligned}$$

Розв'язок даної задачі доцільно виконувати, використовуючи числові методи. Враховуючи дану геометрію системи, зручним буде застосування неявної схеми методу кінцевих різниць.

Запропоновану схему розрахунків у разі необхідності легко трансформувати як для простішого випадку двох шарів, так і на більш складні випадки, коли кількість шарів збільшується. Використання числового методу розв'язку обумовлює реалізацію цієї схеми у вигляді комп'ютерної моделі.

Доній О.М., Стрілець Т.А., Фон Прусс М.А.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ІНФОРМАЦІЙНО-ТЕХНОЛОГІЧНИЙ КОМПЛЕКС ПРОГНОЗУВАННЯ СТРУКТУРИ І ВЛАСТИВОСТЕЙ МЕТАЛІВ І СПЛАВІВ

dosha@iff.kpi.ua

Одним із шляхів підвищення конкурентоспроможності продукції ливарного виробництва є створення нових технологій отримання металевих виробів з певною структурою і властивостями. При цьому підвищуються вимоги до методів контролю технологічних процесів лиття, що дозволяє отримувати виливки з гарантованими характеристиками при одночасному зменшенні їх собівартості. Хоча загальний процес формування якості металопродукції є складним і багатоступеневим, особливу роль у ньому відіграє кристалізація,

бо саме на цьому етапі формується “первинна” структура твердого металу, яка суттєво впливає на формування властивостей, які повинен мати кінцевий продукт. Варіювання умовами кристалізації та вплив на стан рідкого металу дозволяє отримати задану структуру і властивості литих виробів. Основою багатьох систем контролю якості металів і сплавів у рідкому стані є термічний аналіз, який надає інформацію про термічні ефекти при твердінні проби. Ці ефекти своєрідно відображають хід формування структури литого металу. Це дозволяє за кривою охолодження аналізувати кінетику процесу кристалізації та прогнозувати службові властивості металів у твердому стані. Ця інформація (особливо в експресному режимі) є дуже важливою для прийняття оперативних рішень стосовно керування технологічним процесом лиття.

Доповнення системи термічного аналізу моделлю кристалізації, яка дозволяє досліджувати саме процес структуроутворення при кристалізації, його динаміку при різних умовах охолодження та впливах на рідкий і рідко-твердий стан, розраховувати параметри кристалізації, розмір зерна, розподіл елементів по перетину зерна тощо, дає змогу значно розширити можливості системи, а саме: підвищити точність та надійність прогнозу службових властивостей литого металу; в режимі обчислювального експерименту оптимізувати відомі і розробляти нові технологічні режими створення ливарних виробів. Обчислювальний експеримент на ЕОМ дозволяє значно зменшити терміни розробок і матеріальні витрати, дає можливість дослідити технологічні режими і різноманітні варіанти керівного впливу на структуру (навіть такі, які або є надто дорогі, або такі, що їх складно реалізувати в лабораторних умовах).

На рис. 1 представлено інформаційно-технологічний комплекс для прогнозування структури і властивостей литих металовиробів, який складається з двох підсистем: підсистема комп’ютерного термічного аналізу та підсистема моделювання структуроутворення при кристалізації.



Рис. 1. Комп’ютерний інформаційно-технологічний комплекс

Такий комплекс дає можливість реалізувати оперативний контроль і управління процесом кристалізації та в комп’ютерному експерименті проводити дослідження з метою створення технологій формування певної структури литих металів та сплавів.

Дорошенко В.С., Шинский В.О.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев)

КОНВЕЙЕРНЫЕ ПРОЦЕССЫ ЛИТЬЯ ПО ГАЗИФИЦИРУЕМЫМ МОДЕЛЯМ

shynskiy@gmail.com

В Физико-технологическом институте металлов и сплавов НАН Украины научной школой профессора Шинского О.И. разработан ряд конструкций конвейерных линий для литья по газифицируемым моделям (ЛГМ) производительностью 500...5000 тонн литья в год, потоки материалов и изделий на которых показаны на рис. 1, последовательность основных операций – на рис. 2.

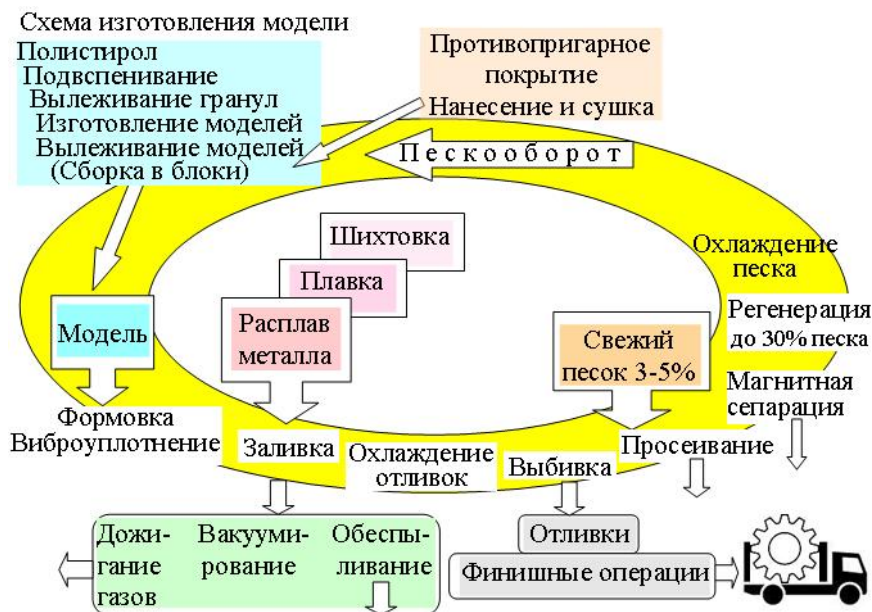


Рис. 1. Транспортные потоки материалов и изделий ЛГМ-процесса



Рис. 2. Последовательность операций ЛГМ-процесса в фотографиях

Среди преимуществ конвейерных ЛГМ-процессов – возможность выноса линии регенерации сухого песка за пределы цеха (рис. 3) с экономией до 25% площади цеха по сравнению с литьем в песчаные формы со связующим.



а



б

Рис. 3. Формовочно-заливочный конвейер (а) и линия регенерации песка (б)

В отличие от конвейеров, вытянутых в линию, роторная линия ЛГМ в виде карусели требует в несколько раз меньшей производственной площади и komponується по принципу синхронности, высокой степени концентрации технологических операций, а также одинаковой производительности разных по характеру и длительности технологических процессов (рис. 4).

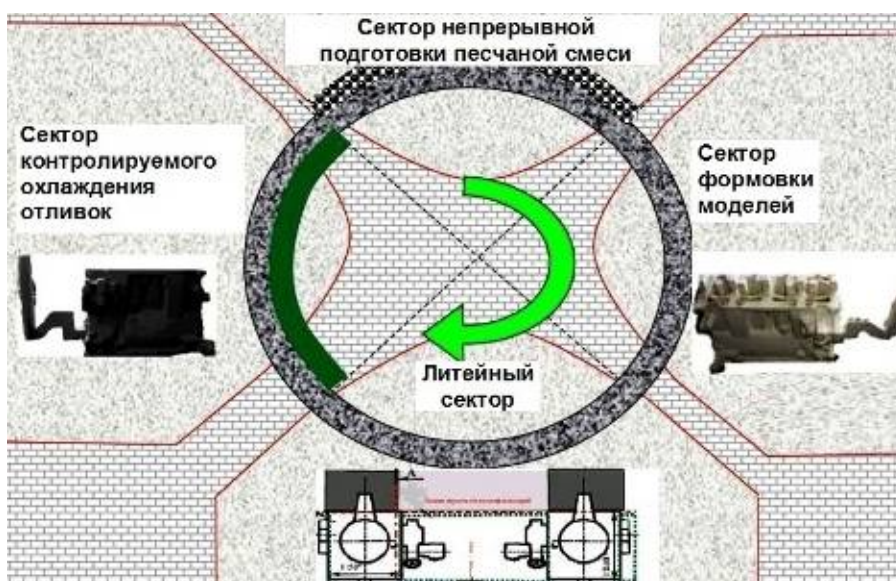


Рис. 4. Схема компоновки роторно-конвейерных линий ЛГМ

Дорошенко В.С., Шинский В.О.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев)

КОНВЕЙЕРНЫЕ ЛИНИИ С УСКОРЕННЫМ ОБОРОТОМ ВАКУУМИРУЕМОЙ ФОРМОВОЧНОЙ ОСНАСТКИ И РЕГУЛИРУЕМЫМ ОХЛАЖДЕНИЕМ ОТЛИВОК

doro55v@gmail.com

На рис. 1 показана линия литья в вакуумируемые формы (пат. 2020025 РФ) с входящими в нее конвейерами: А – модельных комплектов; Б – опок с горизонтально или вертикально замкнутыми одной (для ЛГМ) или двумя (для ВПФ) ветвями; В – вертикально замкнутый конвейер коробов; Г – вертикально замкнутый конвейер толкателей. При

работе линии для ВПФ на модель 1 из двух половинок и модельную плиту 2 с двух сторон наносят из рулона 4 синтетическую пленку, которую присасывают к модели вакуумом (подаваемым по штуцеру 3) и окрашивают. Затем с двух сторон плиты устанавливают опоки 5 с закрытыми затворами 6, засыпают в опоки песок из бункера 8, и вакуумируют опоки 5 через клапаны 7 от вакуум-системы 17. Отключают вакуум от плиты 2, модель протягивают из полуформ 9, которые затем собирают в форму (с вертикальным разъемом) и подают под заливку из ковша 10. На конвейере Б выполняют формовку, заливку и затвердевание отливок, а затем расходящиеся его ветви движутся в горизонтальной плоскости. После затвердевания корки отливки достаточной прочности от опок 5 отключают вакуум и перегружают отливку с сухим песком на конвейер В в коробки 11 с подвижными днищами 12, которые свободно движутся вдоль стенок короба под действием толкателей 13, связанных с конвейером Г внутри конвейера В. При отключении вакуума от опок 5 днище 12 прижато к затворам 6. Затем при синхронном движении всех конвейеров толкатель 13 с днищем 12 опускаются, поворотные затворы 6 открываются и песок с отливкой плавно перемещаются в короб 11, в котором отливка охлаждается до температуры, пригодной для выбивки на ленту 14. Скорость охлаждения отливки в коробах 11 выше, чем в опоках 5, т.к. вакуумные камеры последних с воздушным зазором снижают интенсивность теплоотвода. В одном из вариантов конвейер Б выполнен вертикально замкнутым для ВПФ в формах с горизонтальным разъемом, а для ЛГМ-процесса имеет одну ветвь с неразъемными контейнерами с нижним затвором 6 для формовки разовых моделей из пенополистирола. Применение коробов с подвижными днищами в 2...3 раза уменьшает парк вакуумных опок, которые из-за вакуумных камер и встроенных вакуумных фильтров в 2,5...3 раза дороже коробов. Такие камеры с воздушным пространством служат теплоизоляторами, а в коробах ускоряется охлаждение отливок, что уменьшает длину конвейера. Для ЛГМ проектируется вариант формовочно-заливочного конвейера с помещением корзины для закалки в контейнер перед формовкой. Корзина имеет проушины, выходящие к контроладу формы, для зацепления краном, безопасного и быстрого извлечения (не вниз, а вверх) из контейнерных форм горячих отливок сквозь сыпучий песок. Корзина выполнена из крупноячеистой сетки для вариантов охлаждения отливок прямо в корзине (окунания в охлаждающие жидкости, «спрейерного охлаждения» или «душирования») при термообработке отливок с литого состояния.

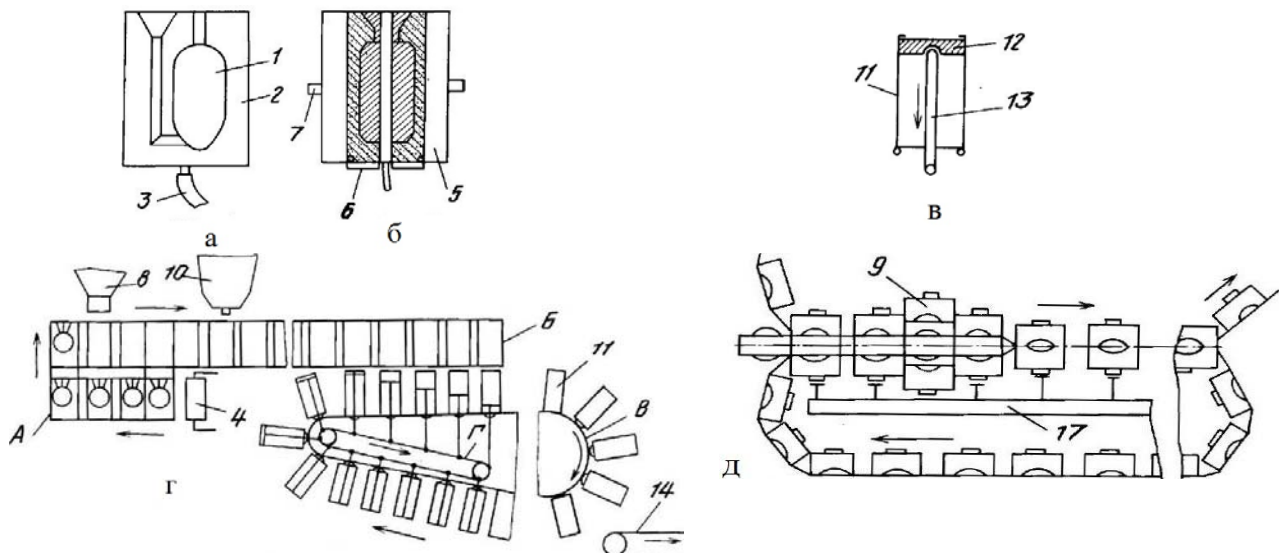


Рис. 1. Конвейерная линия: а – модельный комплект; б – форма с моделью в разрезе; в – короб с подвижным днищем; г – схема взаимодействия конвейеров А – Г; д – конвейер с формами и опоками в плане

Дорошенко В.С., Шинский В.О.
(ФТИМС НАН України, г. Київ)

НОВЫЕ КОНСТРУКЦИИ И СПОСОБЫ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ЛЕДЯНЫХ МОДЕЛЕЙ

doro55v@gmail.com

Разработка способов литья по ледяным моделям (ЛМ) служит целям экологизации и повышения ресурсоэффективности процессов точного литья, в частности, развития теоретических и технологических основ получения литейных оболочковых форм из песчаных смесей преимущественно с неорганическими связующими. На рис. 1 показаны запатентованные научной школой профессора Шинского О. И. технические решения в технологии получения ЛМ по их основным признакам с указанием 15 патентов Украины; описания их доступны на сайте Укрпатента: <http://base.uipv.org/searchINV/>. Формулы патентов имеют от нескольких до более десятка пунктов. Такие решения, если не напрямую применимы в процессах литья, то служат аналогами для их дальнейшего совершенствования.

Конструкции и способы изготовления литейных ледяных моделей (ЛМ) с №№ патентов, в которых описаны такие решения							
Пористая ЛМ с добавкой сухого льда (CO ₂) по расчету 82154	Получение ЛМ деформированием зернистого льда 77595	Вакуумная упаковка ЛМ с литниковой системой в синтетическую пленку 81012	Пустотелая ЛМ с расчетом прочности ее оболочки 83882	Замораживание ЛМ путем продувки воды холодным газом 80072	ЛМ с наполнителем – воздушно-пузырчатой пленкой, в т. ч. стояки, выпоры 79267	Получение ЛМ из жидкотекучего льда 77659	Поры в ЛМ от газа при хим. реакции в пресс-форме 85234
Литье ЛМ в охлажденную оснастку, расчет температуры 75889	Время замораживания определяют по величине расширения материала ЛМ 80380	Нанесение на ЛМ порошковой краски с зарядкой порошка электростатом 82026	Нанесение порошковой краски на ЛМ с увлажнением покрытия 88304	Жидкий теплоноситель для плавления ЛМ подают снизу под давлением 75888	ЛМ с полостью охлаждают холодным песчаным стержнем, расчет 80073	Модель с вентями и каналами для отсоса продуктов ее деструкции 80656	

Рис. 1. Новые решения по конструированию и производству ЛМ

Дорошенко В.С., Шинский В.О.
(ФТИМС НАН України, г. Київ)

НОВЫЕ ПАТЕНТЫ ПО ТЕХНОЛОГИИ ПЕСЧАНОЙ ФОРМЫ И ПРОЦЕССАМ ЛИТЬЯ ПО РАЗОВЫМ МОДЕЛЯМ

doro55v@gmail.com

В отделе физикохимии процессов литья ФТИМС НАНУ за последние годы получено ряд патентов о способах литья, формовки и охлаждения отливки в форме с фильтрацией газообразного или жидкого хладагента сквозь песчаную среду формы. Такие способы показаны ниже на схемах (рис. 1). Они реализуют потенциал вакуумируемой формы, в которой можно организовать процессы регулируемого конвективного теплоотвода, в отличие от охлаждения отливки в традиционной песчаной форме, которое, в основном, определяется теплопроводностью песка со связующим в виде монолитной конструкции.

Разработаны способы 3D-процессов формовки деформированием песчаных изделий, а также получения песчаной формы с дифференциальной прочностью на основе струйного смешивания – совмещения двух двухфазных дисперсных систем в одну трехфа-

зною с холодным твердением полученной формовочной смеси в контакте с оснасткой. В этих способах сочетается формовка с компьютерным управлением, криотехнологией, использован ряд методов уплотнения и упрочнения песчаной смеси с неорганическими связующими и возможностью ее повторного использования до 90%.

Весомые достижения научной школы профессора Шинского О. И. в области крио-процессов формовки-моделирования представлены патентами формовки и литья по ледяным моделям. Они отражают экологическую идею перехода на неорганические формовочно-модельные материалы для литья по разовым моделям. На так называемую «декарбонизацию» процессов литья.

На схемах указаны номера патентов, их описание – на сайте Укрпатента <http://base.uipv.org/>, их формулы имеют ряд пунктов, и, если не сегодня применимы в процессах литья, то послужат аналогами для новых изобретений.



Рис. 1. Новые технические решения по технологии формы и процессам литья по разовым моделям

Дорошенко В.С., Яковышин О.А., Шинский В.О.
(ФТИМС НАН України, г. Київ)

СНИЖЕНИЕ ПЛОТНОСТИ ПЕНОМОДЕЛЕЙ И ПОВЫШЕНИЕ ЧИСТОТЫ ИХ ПОВЕРХНОСТИ ПРИ ОБРАБОТКЕ ХОЛОДОМ ГРАНУЛ ПЕНОПОЛИСТИРОЛА

gu-rd@i.ua

Основным технологическим этапом получения отливок по газифицируемым моделям (ГМ), от которого в значительной степени зависит размерная точность и качество получаемой отливки, является процесс изготовления разовой модели из пенополистирола (ППС). Сущность его состоит в том, что исходные гранулы полистирола подвергают тепловому воздействию, в результате чего происходит размягчение полимерной основы, и повышающееся давление порообразователя в замкнутых ячейках приводит к увеличению гранул в объеме до заданной их насыпной плотности. После выдержки гранулы вводят в полость пресс-формы и под действием теплоносителя производят вторичное вспенивание и спекание гранул в готовую модель плотностью 22...30 кг/м³ (для отливок с толщиной стенки до 30 мм).

Одним из способов снижения выделений продуктов термодеструкции ГМ при взаимодействии с жидким и затвердевающим металлом для уменьшения их влияния на физико-механические свойства отливок и образование характерных дефектов на их поверхности является снижение плотности ГМ. Вместе с тем, уменьшение плотности ГМ неизбежно снижает чистоту ее поверхности и прочность. С одной стороны надо получить ГМ с минимально возможной плотностью, а с другой – модель при этой плотности должна обладать высокими механическими свойствами, геометрической точностью, чистотой поверхности и при литье выделять минимум продуктов термодеструкции. Для этого предложен способ (пат. 82169, Украина) активации подвспененных гранул ППС, суть которого состоит в том, что гранулы ППС после обработки их при температуре 98...100 °С и давлении 0,12 МПа извлекают из подвспенивателя и вводят в полость герметичной холодильной установки. Эксперименты по такой активации проведены с ППС Styropor (BASF, марки Р 451, Р 575) и использованием холодильной установки с температурой до –60 °С.

Изучение точности моделей изготовленных из гранул, активированных при –20...–60 °С показало, что ГМ при вылеживания усаживаются ($\leq 0,1\%$), меньше, чем модели из гранул, активированных традиционным способом. Это объясняется снижением плотности моделей на 4% в результате уменьшения сжимающих усилий на оболочки гранул, а также уменьшению объемной усадки способствует увеличение %-ного содержания остаточного порообразователя. Снижение плотности модели происходит благодаря менее плотной укладке гранул в пресс-форме и повышению внутриячеистого давления, приводящего к более сильному склеиванию гранул между собой. Прочности на сжатие и изгиб образцов, вырезанных из таких моделей, при плотности 19,5 кг/м³ составляли 0,7 кгс/см² и 1,1 кгс/см², соответственно, и являлись допустимыми для формовки ГМ в сыпучем песке. Шероховатость моделей, полученных с использованием активированных при –60 °С гранул была на уровне 4 класса, модели такой плотности с гранулами традиционной подготовки при сравнительной оценке под микроскопом ($\times 130$) показывали худшее качество.

Проведенные исследования подтвердили эффективность активации холодом подвспененных гранул ППС, что повышает их вспенивающую активность, способствуя снижению плотности моделей. Высокая активность гранул позволяет вводить в пресс-форму и затем в тело модели гранулы ППС, обработанные суспензией с модифицирующими или легирующими добавками, для последующего модифицирования или легирования металла отливки, однако вводить не 100% обработанных гранул (пат. 31133, Украина), что резко снижает прочность ГМ, а 30...45%, тщательно перемешав их с чистыми гранулами. Также повышенная активность гранул позволяет вводить в ГМ до 50% дробленых отходов ППС (пат. 82027, Украина).

Дорошенко В.С.

(ФТИМС НАН України, г. Киев)

ФОРМООБРАЗОВАНИЕ РЕАКЦИОННЫХ КАМЕР С МЕЛКОЯЧЕИСТЫМИ ФИЛЬТРАМИ ДЛЯ ВНУТРИФОРМЕННОГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ ЧУГУНА

doro55v@gmail.com

В растущем с каждым годом мировом выпуске отливок из чугуна с шаровидным графитом (ЧШГ), составляющем четверть всего объема литья в мире, доля ЧШГ, полученного внутриформенным модифицированием (ВМ), занимает порядка 10%, хотя этот способ более экологичен и ресурсоэффективен, чем ковшевое модифицирование. Расширению применения ВМ будут способствовать новые способы изготовления в песчаных формах реакционных камер. В частности, во ФТИМС НАНУ предложено формировать реакционный заряд из дозированного количества дробленого модификатора аналогично методу ВПФ, или упаковывать этот заряд в термоусадочную пленку, а свободное пространство в камере получать путем добавления к упакованному в пленку заряду модификатора отходов пенополистирола или один или несколько слоев воздушно-пузырчатой синтетической пленки (снизу и сверху заряда), выпускаемой с диаметром пузырька 6...30 мм. Таким образом, свободный от заряда объем камеры заполняют газонаполненными углеводородными полимерами, как воздухом, упакованным в оболочки, газификация которых расплавом чугуна создает в реакционной камере восстановительную атмосферу, закономерную для ЛГМ-процесса. Такая атмосфера, в свою очередь, способствует предотвращению горения магния, повышая процент его усвоения в чугуне. А такое формообразование реакционной камеры удобно для ЛГМ-процесса, для чего упакованный в пленку заряд модификатора с пенополимером буквально насаживают на разовую модель литника, формуя камеру с зарядом вокруг модели литника, ось которого обычно смещают от центра камеры, чем создают вращение расплава в камере. Важным элементом ВМ служит вставленный в литниковую систему сетчатый или пенокерамический фильтр.



Рис. 1. Пенокерамический фильтр Udicell [1]

крытия, выплавления льда и спекания пористой структуры огнеупорного фильтра.

Способы литья из ЧШГ с технологией ВМ по ЛГМ-процессу отвечают металлогосподствующей концепции сочетания процессов точного литья (точной формовки) с производством высокопрочных железоуглеродистых сплавов.

Литература:

1. ASK Chemicals Presents Innovative Solutions and Expert Know-How at the 72nd World Foundry Congress 2016 / The future of casting. Issued at 2016-05-26 // <http://foundrygate.com/en/noticias/ver/3813/the-future-of-casting>.

Дорошенко В.С.

(ФТИМС НАН України, г. Київ)

ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ МЕТОДА ДОПОЛНЕННОЙ РЕАЛЬНОСТИ В ЛИТЕЙНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

doro55v@gmail.com

В контексте темы «Разработка научных и технологических основ создания литых конструкций, оптимальных процессов их получения и автоматизированных методов проектирования» оценивали перспективы применения метода дополненной реальности (ДР) – Augmented Reality (AR) в литейном производстве. ДР «смешивает» (на экране компьютера) объекты реального и виртуального миров. Первые переносятся на экран с помощью фото, видеосъемки (и т. п.), вторые проектируются в системах трехмерного моделирования, а затем дополняются к двумерному изображению. Если на изображение или чертеж детали на мониторе компьютерная программа наносит – «дочерчивает» литейную технологию, дополняя существующую реальность проектным замыслом – это аналогично методу ДР. Методики ДР все шире раскрываются в отечественной технической и патентной информации [1]. ДР видим в кадрах фильма «Терминатор», когда перед взглядом робота появляется различная информация о людях, автомобилях и т. п. Компьютерные технологии развиваются экспоненциально – ДР способствует очередной техно-революции, сравнимой с развитием интернета, начиная входить в профессиональное применение, например, в строительстве и проектировании конструкций с переходом от черчения на бумаге к BIM и PLM проектированию объектов; информационное моделирование зданий (Building Information Modeling, BIM) – процесс генерации и управления данными о зданиях на протяжении их жизненного цикла; управление полным циклом изделия (Product Lifecycle Management, PLM). Концепция производственной информационной площадки состоит в создании на ней единого визуально-информационного пространства (ЕВИП), подобно информационному полю боя в военной сфере, с целью обеспечить участников процесса информацией (включая видео, тепловизоров, спектрометров и т.п.) в реальном времени. ЕВИП литейного цеха, как новый способ взаимодействия с информацией об объекте производства на месте его действия без привязки к рабочему месту, приведет к новым стандартам представления проектной и технологической информации и работы с ней на производстве. Это позволит всем его участникам получать необходимую информацию в реальном времени в любой точке цеха без необходимости таскания с собой «бумажных простыней», ноутбуков, планшетов и т.п. ДР откроет качественно новые возможности: представление о внешнем виде и структуре объекта; оперативное отслеживание хода производства; фиксация и контроль качества работ; отслеживание изменений технологии и т.п. Это сэкономит время при выполнении технически сложных операций, проектных работах, контроле качества и производстве в целом, получая информацию о нем и его 3D-моделях в любой момент времени и в любом месте. Заказчик, конструктор и изготовитель сведут к минимуму влияние человеческого фактора при чтении чертежей и выполнении заказа. ДР в 4D-модели позволит менеджеру и специалисту техконтроля контролировать ход производства, просто взглянув на линию или участок в цехе. Сравнивая реальную картину с наложенной информацией о нужной стадии производства, можно сделать вывод о выполнении или отставании от графика. С приходом эры интернета вещей (Internet of Things, IoT) станет возможным, что у многих промышленных изделий, в т. ч. у литых конструкций, будет «электронный паспорт» и средства коммуникации между ними и человеком. Человек сможет взаимодействовать с «вещами» и конструкциями при помощи интерфейса с ДР и воспринимать поступающую от «вещей» информацию. Это дает новые возможности для служб проектирования, производства и материально-технического обеспечения.

Литература:

1. Пат. № 83902 Україна, МПК G06F 3/00, G06F 17/00. Спосіб поширення інформації з застосуванням технології доповненої реальності / Дорошенко А.В., Дорошенко В.С. Заявка u201300418 від 11.01.2013. Опубл. 10.10.2013, Бюл. 19.

Дорошенко В.С.

(ФТИМС НАН України, г. Київ)

ТЕРМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ЧШГ ПРИ ЛИТЬЕ И ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ЗАКАЛКЕ С ПОМОЩЬЮ ЛИТЫХ ПРОБ ПО ЛГМ-ПРОЦЕССУ

doro55v@gmail.com

В процессе внутрiformенного модифицирования при получении отливок из ЧШГ литниковая система снабжена реакционной камерой, которая выполняет функцию индивидуального для каждой формы проточного химического реактора. Отсюда, если при ковшевом модифицировании, как правило, довольствуются пробой из ковша, то для 100%-ной уверенности о качестве металла, прошедшего такой реактор, следует контролировать отливки из каждой формы [1]. При этом известно, что для контроля чугуна все более популярным становится термический анализ (ТА) [1, 2], которым, не только определяют химический состав металла, наличие неметаллических включений, степень сфероидизации графита в ЧШГ, но, когда металл еще в печи или ковше, с достаточной точностью прогнозируют его механические свойства в отливке. В развитие метода ТА предложено пробы для него отливать по ЛГМ-процессу, изготавливая модели проб из пенополистирола (со вставленными термопарами), формуя их «встык» (в варианте, через питатель) к разовой модели или полости формы, и таким образом приливая пробы к отливке [1].

Кроме того, имея «на прицепе» к отливке пробу с термопарой, по которой определяют температуру отливки во времени, можно тогда писать кривую ТА не только в процессе его затвердевания, но и при термической обработке. При этом удлиняют известными способами свободные концы термопары [1] (подключая их к переносному прибору), как выходящие за пределы формы при заливке металлом пробы, так и при перемещении горячей отливки при отработке операций термообработки. Например, если для отливки из ЧШГ применять изотермическую закалку с литого состояния (для получения бейнитной или аусферритной структуры для ЧШГ типа ADI), извлекая горячую отливку из формы при температуре выше 850 °С с ЧШГ в аустенитной области, то посредством термопары в пробе с достаточной точностью можно контролировать все операции закалики.

Поскольку основной объем отливок из ЧШГ производят в песчаных формах, то среди таких форм наиболее удобно применять быстрое извлечение отливки (в течение 5...15 с) из контейнерных форм с сухим песком при ЛГМ-процессе. При ЛГМ не применяют песчаных стержней, высокая сыпучесть сухого песка не требует силового воздействия на форму, свойственного выбивке отливок из форм со связующим. После извлечения краном в литейном цехе горячей отливки из контейнерной формы ее сразу можно охлаждать в другом пустом контейнере в водовоздушной среде («спрейерное охлаждение» или «душирование») или окунанием в воду с последующей выдержкой в третьем контейнере в горячем песке, подогреваемом ТЕНами [3]. При этом контроль температуры отливки по прилитой к ней пробы повысит надежность операций закалики (в форме из сухого песка) как альтернативы соляным ваннам, традиционным для такого вида закалики. Среди преимуществ этого способа – снижение энергоемкости, сокращение и локализация процесса производства в литейном цехе в сравнении с отдельными процессами литья и термообработки.

Литература:

1. Дорошенко В.С., Кравченко Е.В. Новые способы отбора проб при идентификации свойств металла методом термоанализа, с возможностью оптимизации конструкций отливок // Литейное производство. – 2017. – № 2. – С. 28...33.
2. Sanjay Waghulde. Advanced thermal analysis for molten metal // Foundry Review. Vol. 5, No. 5. – 2017. – P. 4...5.
3. Дорошенко В.С. О свойствах аусферритного ЧШГ и его получении литьем по газифицируемым моделям с изотермической закалкой с литого состояния // Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра: матеріали XV Всеукраїнської науково-практичної конференції, Київ, 11 квітня 2017 р. – К.: КПІ ім. І. Сікорського, 2017. – С. 404...420.

Дорошенко М.Г.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

КОМПОЗИЦІЙНІ МАТЕРІАЛИ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ БРОНІ

doroshienko.97@mail.ru

У сучасному світі, де майже щодня відбуваються сутички і військові конфлікти, а також в умовах неоголошеної війни з РФ, підвищення обороноздатності країни, актуальним питанням, яке потребує нагального вирішення, є захист військовослужбовців та військової техніки. Такий захист може забезпечити броня.

Броня – це шар матеріалу, який завдяки своїй достатньо великій міцності та в'язкості, водночас з високими іншими механічними властивостями, захищає об'єкт та запобігає його пошкодженню від різних за своїм значенням та природою загроз.

Так як броня є важливим питанням у захисті населення, то до неї пред'являють високі вимоги, відповідність яким ретельно перевіряють згідно з нормативною документацією. Матеріал для броні має витримувати значні ударні навантаження, що потребує від нього високих механічних властивостей.

Для сучасної броні можуть використовуватись такі матеріали:

- високоміцні вуглецеві чи леговані сталі;
- сплави, які дисперсно зміцнюються;
- композиційні матеріали;
- вибухові речовини (активна броня);
- пластики, зміцнені різними за своєю природою волокнами;
- будматеріали, які мають високу міцність.

Найперспективнішими на даний час можна вважати композиційні матеріали. Композиційним матеріалом називається матеріал, який складається з металевої чи неметалевої матриці, яка є основою і зміцнювача, в якості якого можуть виступати волокна або дисперсні вкраплення іншого матеріалу.

За матеріалом матриці композиційні матеріали бувають: з металевою, полімерною та керамічною матрицею. Кожен тип матриці надає різних властивостей матеріалу. За своїм початковим структурним та фазовим станом вона може бути литою, порошковою або листовою.

Композиційні матеріали на основі металевої матриці матимуть вищі міцнісні характеристики в порівнянні з іншими, що й зумовлює їх широке використання при виготовленні броні. Металеві композиційні матеріали можна отримати двома способами – литтям або шляхом деформації.

За рахунок використання композиційних матеріалів значно зменшується маса броні та водночас збільшуються механічні властивості в порівнянні з металевою. І хоча такі матеріали мають такі недоліки, як висока вартість, необхідність в дорогому обладнанні та сировині, підвищена наукоємність виробництва, але їх важливість в оборонній промисловості країни має велике значення.

Можна сказати що композиційні матеріали є перспективним напрямком дослідження та використання в цілях захисту населення та техніки.

Єчко Л.А., Дегула А.І.
(СумДУ, м.Суми)

МАТЕМАТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ЛИВАРНИХ ПРОЦЕСІВ

liliya_ua97@ukr.net

Розвиток технічного та технологічного прогресу потребує нового підходу у вирішенні конструкторських задач. Стосується це і модернізації технологій ливарного виробництва. Саме тому інженери-комп'ютерники усього світу займаються розробкою та впровадженням програмного забезпечення для математичного моделювання та комп'ютерної візуалізації ливарних процесів. Таке програмне забезпечення дозволяє без проведення натуральних експериментів (а отже без витрат додаткових ресурсів) оптимізувати ливарну технологію, а отже уникнути багатьох ливарних дефектів. На жаль, сьогодні такі програми залишаються мало популяризованими на підприємствах України, адже мають високу вартість.

Існують десятки різноманітних програм для моделювання ливарних процесів. Вони відрізняються своїми функціональністю, складністю інтерфейсу, ступенем повноти факторів, методом отримання та розв'язання різницевих рівнянь, а отже, і ціною. Найбільшого поширення набули продукти французької компанії ESI Group, ProCAST та QuikCAST, російські СКМ ЛП «ПолигонСофт» та LVMFlow, а також німецька програма Magmasoft.

Системи комп'ютерного моделювання дозволяють проводити розрахунки для всіх традиційних та деяких спеціальних видів литва. База даних таких систем пристосована як для чорних, так і для кольорових металів та сплавів. Системи дозволяють вирішувати температурні, гідродинамічні, деформаційні та інші задачі серед яких прогнозування:

- пористості, яке включає в себе спільний розрахунок температури, пористості і мікроструктури;
- холодних спаїв та дефектів заповнення, викликаних температурою форми, швидкістю заповнення або низькою температурою заливання;
- виникнення повітряних карманів, оксидних плівок (такі системи дозволяють моделювати турбулентну течію розплаву, котра може призвести до неметалевих вкраплень у виливку);
- усадкових раковин при литті сталейних виливків;
- ресурсу ливарної форми;
- виникнення гарячих та холодних тріщин, зазорів між виливком та формою, залишкових напружень, відхилень геометрії та ін.

Розширений аналіз програмного забезпечення дає можливість моделювати не лише усадкову, а й газову пористість. Крім того, моделювання мікроструктури виливка та структури зерен дозволяє передбачити ряд механічних властивостей.

Вирішення всіх цих задач направлено на оптимізацію ливарного процесу, адже метою математичного моделювання є автоматичний пошук найкращого поєднання геометричних та технологічних параметрів без необхідності вносити зміни після кожного розрахунку. Додаткові модулі програм для візуалізації автоматично визначають найкраще положення надливів та їх розміри, холодильників, розміри ливникової системи та положення стояків. Крім того модуль автоматично визначає параметри процесу (температуру заливання та його швидкість, температуру форми).

Оптимізація ливарної технології переслідує за собою головну ціль математичного моделювання – економію трудових та матеріальних ресурсів, а отже отримання економічного ефекту. Програмне забезпечення для візуалізації ливарного процесу дає можливість значно скоротити час на розробку ливарної технології, а автоматична оптимізація процесу дозволяє отримати якісний виливок з першого заливання. Таким чином, незважаючи на значну вартість, такі програми покривають витрати на їх придбання вже за 1...2 роки (залежно від типу виробництва підприємства). Математичне моделювання ливарної технології інженером конструктором є запорукою отримання якісного виливка та економічно ефективної технології.

Жбанова О.М. Бялік Г.А., Саїтгарєєв Л.Н.
(ДВНЗ «Криворізький національний університет», м. Кривий Ріг)
ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ІМПУЛЬСНОГО СТРУМУ НА ФІЗИКО-
МЕХАНІЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ ГАРТОВАНОЇ СТАЛІ 35ГЛ
lutvo.metalov@gmail.com

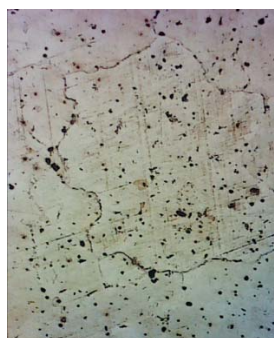
З мільярда тон матеріалів, щорічно вироблюваних на нашій планеті, 99% – матеріали конструкційні. До конструкційних сталей відносять сталі, які застосовуються для виготовлення конструкцій та споруд, деталей машин і механізмів. Конструкційні сталі повинні гарантувати надійну роботу матеріалу при експлуатації та володіти хорошими технологічними властивостями.

Актуальним завданням на сьогодні для ливарних підприємств є поліпшення фізико-механічних властивостей конструкційних сталей. Основними факторами, що відповідають за зниження механічних властивостей є: фізична неоднорідність (мікротріщини, пористість, раковини), структурна неоднорідність (різний розмір зерна, різна кількість і характер фаз), хімічна неоднорідність (нерівномірний розподіл компонента).

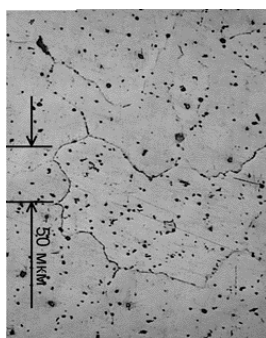
В останні роки доведено, що електричний струм впливає на структуру, фазовий склад і фізико-хімічні властивості литих деталей, спостерігається збільшення твердості, щільності, міцності і пластичності.

У лабораторних умовах було випробувано технологію отримання дослідної партії виливків з металевого сплаву 35ГЛ, що включає оброблення в процесі кристалізації розплаву електроімпульсним струмом змінної полярності силою струму 20 А.

Мікродослідження сталі 35ГЛ показало, що ферит базового зразка зібрано у великі скупчення, карбіди марганцю розташовано по границях зерен (рис. 1, а). У обробленого розплаву (рис. 1, б) ферит розподілений рівномірно по об'єму виливка, зерно більш дрібне (зниження розміру на 53%), а карбіди марганцю розташовані у центрі зерна. Як показав аналіз мікроструктури зразків отриманого сплаву – на кристалізацію металу електричний струм чинить модифікуювальну дію. Подрібнюється первинне зерно металевої основи.

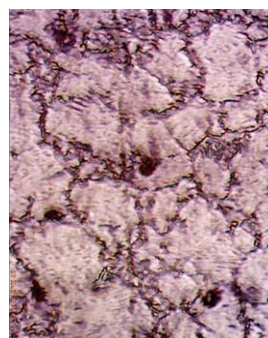


а

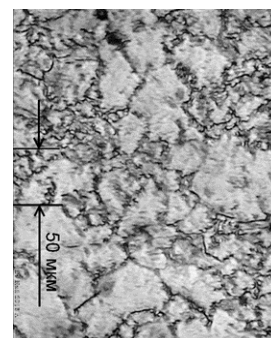


б

Рис. 1. Мікроструктура литої сталі 35ГЛ: а – базовий зразок; б – зразок після електроімпульсного оброблення



а



б

Рис. 2. Мікроструктура сталі 35ГЛ після гартування: а – базовий зразок; б – зразок після електроімпульсного оброблення

Марганцева сталь марки 35ГЛ підвищеної міцності, в'язкості і підвищеного опору зносу (в порівнянні з вуглецевою сталлю аналогічних марок) застосовується після гартування і відпуску для виготовлення різних деталей, які піддаються стиранню під дією підвищених навантажень.

Після гартування зразків приготували металографічні шліфи (рис. 2). Карбіди марганцю є значно меншими після електрооброблення та розташовані у центрі зерна у порівнянні з базовим зразком.

Результати дослідів фізико-механічних властивостей конструкційної сталі представлено у табл. 1.

Таблиця 1 – Фізико-механічні властивості сталі марки 35ГЛ

Номер зразка	Межа міцності, МПа	Межа плинності, МПа	Ударна в'язкість, кДж/м ²
№1 базовий зразок	503	230	243
№ 2 зразок після обробки	540	302	296

Висновки. Електроімпульсне оброблення електричним струмом змінної полярності забезпечує значне підвищення рівня механічних властивостей, перш за все, міцності та ударної в'язкості, без зміни хімічного складу сплаву.

Жижкина Н.А.
(ФГБОУ ВО «БГТУ», г. Брянск)
ЛИСТОПРОКАТНЫЙ ВАЛОК
 litjo_snu@mail.ru

Скорость и точность работы прокатного стана, его производительность, расход и качество металлопродукции определяются конструкцией листопрокатных валков, показателями их эксплуатации. Основные эксплуатационные показатели листопрокатных валков – износостойкость рабочей поверхности и надежность изделия в целом – обусловили двухслойную конструкцию листопрокатных валков. Рабочий слой изготавливают из твердых высоколегированных чугунов, а сердцевину и шейки – из прочных и вязких чугунов. Исследования показали, что надежное сваривание разнородных слоев и образование переходной зоны, которая предотвращает смешивание материалов рабочего слоя и сердцевины листопрокатных валков разной массы, а следовательно, их разрушение, обеспечивает технология центробежного литья путем заливки их расплавов в вертикально вращающиеся формы. Установлено, что надежность листопрокатных валков при эксплуатации определяется прочностными свойствами чугуна сердцевины. Показано, что его структура и свойства определяются соотношением легирующих компонентов: хрома и никеля. Увеличение содержания хрома, перешедшего из расплава рабочего слоя в процессе литья, в составе чугуна сердцевины способствует повышению количества цементита в его структуре, а следовательно, и снижению прочностных свойств.

Для снижения перехода хрома из высоколегированного чугуна рабочего слоя в чугун сердцевины предложено усовершенствовать конструкцию двухслойного вала путем формирования в ней специальной переходной зоны как результат смешивания частей двух чугунов: высоколегированного в объеме 0,1...0,3 и низколегированного – 0,3...0,6 от объема рабочего слоя.

Если объем незатвердевшей части высоколегированного чугуна составляет менее 0,1 от общего объема рабочего слоя, то возрастает опасность получения несваривания, а при доле более 0,3 – увеличивается переход карбидообразующих элементов (в частности хрома) в сердцевину, что обеспечит формирование эвтектических карбидов в недопустимом количестве.

Выполнение заливки сердцевины в объеме меньшем, чем 0,3 от объема рабочего слоя, не гарантирует снижения карбидообразующих элементов в необходимом количестве, что негативно повлияет на прочностные характеристики шеек вала. Если эта порция будет залита в объеме более чем 0,6 от объема рабочего слоя, то увеличится размер переходной зоны, а, следовательно, повысится общий уровень напряжений в валке. Выдержка, при которой затвердевает меньше, чем 0,5 общего объема жидкого металла переходной зоны, вызывает нежелательный рост содержания легирующих компонентов в

сердцевине, а более 0,8 – чрезмерное увеличение переходной зоны. Затвердевшая переходная зона объемом 0,5...0,8 от общего объема жидкого металла гарантирует снижение карбидообразующих компонентов в 2...6 раз (например, до 0,25% Cr), а, следовательно, и меньшую долю карбидов железа в структуре. Это оказывает положительное влияние на общий уровень прочностных характеристик рабочих валков горячей прокатки листов.

Таким образом, предложенная в работе конструкция прокатного валка обеспечивает надежное сваривание рабочего слоя и сердцевинны и одновременно необходимый уровень свойств шеек за счет предотвращения появления твердых карбидов в их структуре. Вместе с тем, для значительного увеличения надежности и срока эксплуатации листопрокатного валка необходимо было разработать чугун сердцевинны валков, что потребовало проведения дополнительных исследований.

Завертайло М.В., Ямшинський М.М.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

РОЗРОБЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЙ ВИГОТОВЛЕННЯ ВИЛИВКІВ ІЗ ДИФЕРЕНЦІЙОВАНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ ПОВЕРХНІ

zavertaylonikolay@gmail.com

Підвищення довговічності і експлуатаційної надійності деталей може досягатися керуванням процесу структуроутворення поверхневого шару, оскільки зношення та пошкодження литих деталей починається, переважно, з поверхні.

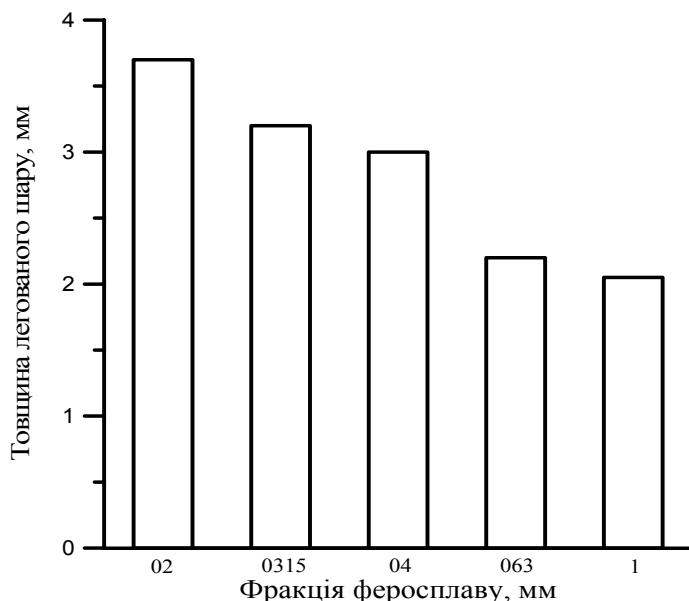


Рис. 1. Зміна товщини легованого шару в залежності від фракції легувального покриття ФМн78А

Для цього підходить метод поверхневого легування. Метод полягає в нанесенні на необхідну поверхню легувального шару, заливання металу в форму, розплавлення легувального шару і отримання зносостійкого шару. Для отримання бажаних зносостійких властивостей використовують порошки високовуглецевого феромарганцю, феротитану, феробору, феромолібдену.

При нанесенні легувального покриття важливо правильно підібрати його фракцію, для отримання достатньої товщини легованого шару (рис. 1).

Як видно із рис. 1, підвищення розмірів гранулометричного складу легувального покриття призводить до зменшення товщини легованого шару

для всіх компонентів, хоча найкращі результати одержано внаслідок використання високовуглецевого феромарганцю ФМн78А.

Дещо гірші результати одержано при використанні чистого марганцю Мн965 і найменша товщина легованого шару має місце при використанні низьковуглецевого феромарганцю ФМн1,5. Для всіх компонентів очевидне їх розплавлення під дією температури розплаву, проте тепловмісту рідкого металу не вистачає для повного розплавлення легувального покриття на основі більш крупних фракцій. Про це свідчить і візуальний аналіз

одержаних зразків після видалення їх із форми: із збільшенням фракції кількість легувального покриття, яке не розплавилось, зростає. Очевидно, для повного розплавлення покриття необхідно підвищувати температуру розплаву, збільшувати швидкість заповнення ливарної форми металом для збереження його тепловмісту або використовувати інші технологічні заходи.

Збільшення товщини легувального покриття сприяє росту товщини легованого шару. Проте внаслідок підвищення температури плавлення механічної суміші у порівнянні, наприклад, з феромарганцем ФМн78А, товщина легованого шару майже вдвічі менша, ніж при використанні ФМн78А. Одержані результати дають право зробити такий висновок: товщину легувального покриття і його гранулометричний склад вибирають залежно від необхідної товщини зносостійкого шару на реальних деталях, можливості перегрівання металу основи і підігрівання форм і стрижнів перед їх заливанням.

При дослідженні твердості поверхневого шару був використаний факторний експеримент типу 2^k .

За результатами роботи можна зробити наступні висновки:

1. Вивчено процеси поверхневого легування литих деталей, які працюють в умовах інтенсивного зносу.

2. В результаті проведених досліджень встановлено, що для зносостійкого поверхневого легування доцільно використовувати порошки високовуглецевого феромарганцю, феротитану, феробору, феромолібдену або їх суміші.

Затуловский А.С., Косинская А.В.

(ФТИМС НАН України, г. Київ)

ЛИТЫЕ АЛЮМОМАТРИЧНЫЕ КОМПОЗИТЫ, АРМИРОВАННЫЕ «IN-SITU» ЧАСТИЦАМИ

kompozit@ptima.kiev.ua

Отечественные и зарубежные исследования в настоящее время сконцентрированы в направлении синтеза композиционных материалов на основе алюминиевых сплавов. Это обусловлено расширением их практического применения в различных отраслях техники. Повышение требований к уровню и стабильности свойств металлоизделий не всегда удовлетворяется за счет традиционных способов их получения и обработки. Поэтому возникает необходимость поиска новых методов, обеспечивающих оптимальный комплекс физико-механических свойств материалов для разнообразных условий эксплуатации. Одним из прогрессивных вариантов изготовления композитов на алюминиевой основе является метод жидкофазного реакционного синтеза. В его основе – формирование «in situ» армирующих элементов, возникающих в результате реакции между матричным сплавом и вводимой в него реакционно-активной добавкой. Такая армирующая фаза обладает высокой термодинамической стабильностью и хорошей адгезией к матрице.

Эффективными добавками в алюминиевые сплавы являются переходные металлы четвертого и пятого периодов Периодической системы. По своему взаимодействию с алюминием их рассматривают как элементы-модификаторы [1]. Они образуют тугоплавкие интерметаллиды, выделяющиеся первично, которые играют роль зародышей центров кристаллизации алюминия. Бинарные сплавы на основе алюминия с переходными металлами, цирконием и марганцем, были выбраны в качестве объектов настоящих исследований. Рассмотрены составы в области перитектического и заперитектического превращения диаграмм состояния Al-Zr и Al-Mn.

Шихтовыми материалами для получения сплавов служили алюминий технической чистоты (А6), алюмоцирконовая и алюмомарганцевая лигатуры. Выплавку осуществляли в печи электросопротивления в графитовых тиглях при температуре 860 °С. После рас-

плавления и выдержки при указанной температуре, расплавы заливали в графитовую форму при 18...22 °С. Охлаждение и затвердевание металла в форме происходило со скоростью ~ 20 °С/с. Отливки имели диаметр 25 мм, высоту 50 мм.

При использовании спектрального, химического и рентгенофлуоресцентного методов анализа было определено содержание легирующих в каждом из выплавленных сплавов. Так алюмоциркониевые включали (масс. % Zr): №1- 0,094...0,11; №2- 0,22...0,26. Алюмомарганцевые (масс. % Mn): №1- 3,34...3,58; №2- 6,38...6,46.

Металлографическими исследованиями было установлено, что структура всех полученных образцов складывается образованиями α -твердого раствора алюминия и включениями алюминидов. У сплавов алюмоциркониевой системы – она микрокристаллическая. Присутствующие включения $ZrAl_3$ имеют различную форму кристаллов. Большинство – это изометричные кристаллические образования серого цвета, правильной формы и размером от 5х5 до 50х50 мкм. Присутствуют также светлые, вытянутые, иглообразной формы кристаллы, так называемые «прутковые» образования $ZrAl_3$ [2, 3], размером от 5х50 и 5х200 мкм до (20...50)х(1200...1400) мкм. С увеличением содержания циркония в сплаве (заперитектический состав) количество их возрастает. В соответствии с литературными данными [4] – это стабильная фаза $ZrAl_3$ с тетрагональной решеткой DO_{23} , в отличие от изометрических метастабильных кристаллов алюминида, имеющих кубическую решетку $L1_2$.

В алюмомарганцевых сплавах на фоне α -твердого раствора марганца в алюминии кристаллизуются крупные призматические кристаллы $MnAl_6$, длиной от 500 до 1000 мкм. По данным микрорентгеноспектрального анализа, они содержат (масс. %) 25,11 Mn и 74,89 Al, имеют по сравнению с α -твердым раствором (24,9...26 кг/мм²) более высокую микротвердость: 55...86 кг/мм². Образуют грубошестоватую структуру и беспорядочно ориентированы.

Такое гетерофазное строение образующегося материала не отвечает правилу Шарпи оптимально сконструированного композита, согласно которому твердые структурные составляющие должны быть равномерно распределены в виде изолированных друг от друга включений и иметь компактную форму [5]. В то же время, первичные кристаллы алюминида циркония в виде тонковолокнистых включений являются полезными структурными составляющими при создании жаропрочных сплавов. Изыскание технологических приемов, обеспечивающих кристаллизацию только стабильной фазы $ZrAl_3$, позволит создавать композиты с повышенным комплексом свойств, расширить сферу применения такого легирующего как цирконий в промышленных сплавах и использовать значительно меньшие дозы дорогостоящей вводимой добавки.

Литература:

1. Мальцев М.В. Модифицирование структуры металлов и сплавов. –М: Металлургия, 1964. – 214 с.
2. Левин Л.И., Золоторевский В.С., Захаров В.В., Курбатова А.В. Влияние примесей Fe и Si на структуру и свойства сплава 1925.// Изв. Вузов Цв. Металлургия. – 1975. -№5. – С.129...133.
3. Алюминиевые сплавы. Металловедение алюминия и его сплавов. Справочное руководство. –М: Металлургия, 1971. – 352 с.
4. Мондольфо Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов. –М: Металлургия, 1979. – 640 с.
5. Жуков А.А. и др.// Известия Академии наук СССР, Металлы, 1971, №2, С.146...151.

Затуловский А.С., Лакеев В.А., Щерецкий В.А., Ивахненко М.О.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев)

**ЛИТЫЕ КОМПОЗИТЫ С СИЛУМИНОВОЙ МАТРИЦЕЙ,
АРМИРОВАННЫЕ БРОНЗОВОЙ СТРУЖКОЙ**

kompozit@ptima.kiev.ua

Использование неметаллических и металлических отходов является важнейшим резервом рационального использования минеральных ресурсов, позволяет уменьшить потребность в руде, флюсах, топливе, снизить энергетические и материальные затраты на производство, способствует улучшению экологической обстановки. Эффективная утилизация стружки черных и цветных сплавов, продуктов рециклинга композитов, некоторых видов неметаллических материалов за счет использования при производстве литых композиционных материалов – неисчерпаемый сырьевой резерв при разработке и производстве литых композиционных деталей.

В отделе композиционных материалов ФТИМС НАНУ был разработан метод, согласно которому композиционные отливки изготавливались пропиткой слоя армирующих частиц (стружки) матричным расплавом (силумин АК7) под внешним давлением 0,6...0,7 МПа [1].

Рассчитанное количество бронзовой стружки помещается в полость формы вместе со стружкой, состав которой соответствует матричному сплаву. Это дает возможность регулировать количество армирующей фазы в композиционной отливке. Затем производится заливка матричного алюминиевого сплава, после чего в форму вводится пуансон, который производит давление на расплав с целью заполнения жидким металлом промежутков между частицами, находящимися в полости формы.



Рис. 1. Рабочая поверхность образца для испытаний на износ (Ø10 мм)

(т. н. третьего тела). Это указывает на хорошую прирабатываемость материала при сухом трении за счет эффекта самосмазывания. Исследования показали, что износостойкость образцов композиционного материала, армированного медной стружкой, в 1,7...1,8 раза выше, чем у образцов из матричного сплава (6,9 см³/м, матрица – 12,33 см³/м).

Литература:

1. Спосіб виробництва виливків з макрогетерогенного композиційного матеріалу. Патент України №78534. Зареєстровано 25.03.2013.

Присутствие в мягкой и легкоплавкой матрице алюмоматричного композиционного материала армирующих частиц из медных сплавов способствует увеличению его износостойкости и расширению диапазона рабочих скоростей и нагрузок. В нашем случае на рабочей поверхности образца для испытаний на износ (рис. 1) расположена частица стружки бронзы БрО5Ц5С5 в форме спирали, окруженная матричным сплавом АК7.

Испытания, которые проводили на машине трения 2070 СМТ-1 при трении в паре со стальным контртелом без смазки при нагрузке 6,4 кг/см² и скорости 0,2 м/с, показали, что на рабочей поверхности присутствуют площадки скольжения с неудаленными продуктами износа

Затуловский А.С., Щерецкий В.А., Лакеев В.А., Каранда Е.А.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев)
ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ
АНТИФРИКЦИОННОГО БИМЕТАЛЛА С РАЗЛИЧНОЙ ТОЛЩИНОЙ
ПЛАКИРУЮЩЕГО СЛОЯ
kompozit@ptima.kiev.ua

Биметаллы системы сталь + цветной сплав применяют в различных областях промышленности, в т.ч. в качестве подшипников скольжения [1...4]. Основной слой обычно состоит из стали, придающей подшипнику достаточную механическую прочность, а плакирующий слой из антифрикционного материала, например медных сплавов (бронз, латуней, баббитов). Изучали влияние строения биметалла и режимов трения скольжения на характер и интенсивность изнашивания слоистых биметаллических заготовок сталь + композит (ЛКМ); сталь + медный сплав.

В качестве материала для плакирующего слоя выбраны антифрикционные литые композиционные материалы (ЛКМ) [5, 6], состоящие из пластичной матрицы (медный сплав), армированной твердыми высокомодульными стальными гранулами (стальная дробь). Эти материалы сконструированы согласно правилу Шарпи и представляют собой пропитанную медным сплавом пористую насадку из твердых стальных гранул. Наша разработка позволяет получить двойной эффект: за счет использования в качестве плакирующего слоя вместо цветного моносплава экономно легированного износостойкого ЛКМ сталь + медь (до 73% стальных гранул) + преимущества биметалла, в котором плакирующий слой обычно составляет до $\frac{1}{4}$ общей толщины + существенное улучшение триботехнических и прочностных свойств нового материала. Исследовали образцы как в литом состоянии, так и в термообработанном. Термообработка проводилась с целью управления соотношения микротвердости армирующих гранул и матрицы плакирующего слоя. Оптимально $H_{\text{царм}} \setminus H_{\text{цматр}}$ должно быть в пределах 2,7...3,0 [5]. В литом состоянии микротвердость ферритно-перлитной структуры армирующих гранул $H_{\text{царм}}=240 \text{ кг/мм}^2$, после закалки и высокого отпуска структура гранул представляет собой сорбит с микротвердостью $H_{\text{царм}}=400 \text{ кг/мм}^2$. Микротвердость матрицы БрО5Ц5С5) $H_{\text{цматр}}=142 \text{ кг/мм}^2$. Результаты трибоиспытаний образцов двухслойных композитов приведены на рис. 1.

Из втулок двухслойных композитов сталь + бронза и сталь + ЛКМ были изготовлены образцы с различной толщиной плакирующего слоя (ЛКМ или бронзы (БрО5Ц5С5)): 1; 2; 3; 4; 5 и 7,5 мм. Для сравнения испытывали образцы, изготовленные из мономатериалов: бронзы и ЛКМ того же состава. Определяли зависимость интенсивности изнашивания от величины плакирующего слоя композиционных биметаллов (рис. 1). Установлено, что интенсивность износа биметалла сталь + ЛКМ в идентичных условиях трения скольжения в 2...5 раз ниже, чем биметалла сталь + бронза. Наилучшие показатели по износу имеют термообработанные образцы с плакирующим слоем из ЛКМ, наибольший износ у биметалла бронза-сталь не прошедшего термообработку. Установлено, что толщина плакирующего слоя незначительно влияет на износ биметаллов с плакирующим слоем из ЛКМ. В то же время при увеличении толщины плакирующего слоя мономатериала происходит резкое увеличение износа. Это можно объяснить тем, что при увеличении слоя мономатериала ослабляется положительное влияние основного слоя на напряженно-деформированное состояние трибосистемы. В случае ЛКМ—дискретные гранулы эффективно тормозят деформацию материала и развитие трещин при трении, вследствие этого влияние толщины плакирующего слоя на износ незначительно.

Таким образом, оптимальные механизмы разрушения поверхностного рабочего слоя, которые обеспечивают улучшенные антифрикционные характеристики биметалла сталь + ЛКМ в экстремальных условиях эксплуатации реализуются в термообработанном материале. Что расширяет перспективу применения биметаллических композитов в три-

боузлах механізмів різних отраслей промисловості: от пищевой до металургической.

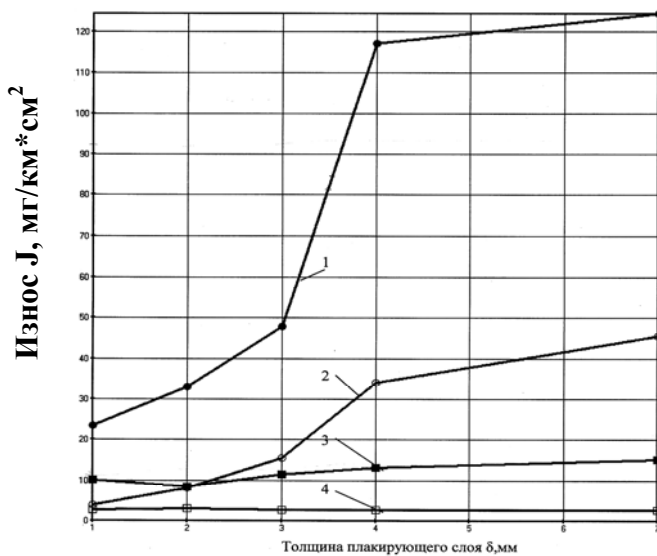


Рис. 1. Залежність інтенсивності изнашивания біметаллів при сухому трінні скольжения від величини плакуючого антифрикційного шару біметалла ($P = 50 \text{ Н}$, $V = 5 \text{ м/с}$): 1 – біметалл сталь-бронза (литий стан); 2 – біметалл сталь-бронза (після термообробки); 3 – біметалл сталь-ЛКМ (литий стан); 4 – біметалл сталь-ЛКМ (після термообробки)

Литература:

1. Чепурко М.И. и др. Биметаллические материалы. – Л.: Судостроение, 1984. – 272 с.
2. Лакедемонский А.В. Биметаллические отливки. М.: Машиностроение. – 1964. – 180 с.
3. Шпагин А.И. Антифрикционные сплавы. – М.: Металлургиздат. – 1956. – 320 с.
4. Астров Е.И. Плакированные многослойные металлы. – М.: Металлургия. – 1965. – 239 с.
5. Затуловский С.С., Затуловский А.С. Исследование триботехнических и эксплуатационных характеристик ЛКМ с матрицами из медных сплавов // Перспективные материалы. – 2005. – №1. – С. 66...72.
6. Найдек В.Л., Затуловский С.С., Затуловский А.С. и др. Литые композиционные и нанокристаллические материалы – достижения, проблемы // Металлургия машиностроения. – 2005. – №6. – С. 18...28.

Затуловский А.С., Щерецкий В.А.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев)

КОМПОЗИЦИОННЫЙ АНТИФРИКЦИОННЫЙ МАТЕРИАЛ С МАТРИЦЕЙ ИЗ БРОНЗЫ БрС30, АРМИРОВАННЫЙ СТАЛЬНЫМИ ГРАНУЛАМИ

kompozit@ptima.kiev.ua

В настоящее время во ФТИМС НАН Украины разработан ряд композиционных антифрикционных материалов (ЛКМ) с матрицей из медных сплавов и дискретными армирующими элементами из железоуглеродистого сплава для узлов трения, эксплуатируемых в экстремальных условиях повышенных нагрузок, температур, скоростей скольжения в условиях сухого трения, воздействия абразивных частиц. В качестве матриц применяются различные медные сплавы: бронзы (БрКЗМц1, БрО5Ц5С5, БрА9Ж4 и др.) и латуни. В качестве армирующих элементов используют дискретные чугунные или стальные гранулы, измельченную стальную проволоку или стружку.

Для эксплуатации триботехнических деталей из композиционных материалов важное значение имеет период прирабатываемости, т. к. именно в этот период вступают во взаимодействие шероховатости вала с неровностями поверхности подшипника скольжения. С целью улучшения прирабатываемости, снижения коэффициента трения и уменьшения износа в качестве матричного материала была выбрана бронза БрС30. Свинец не

образует с медью твердых растворов, а сплав представляет собой механическую смесь двух металлов, которые имеют разную температуру плавления. Микроструктура свинцовистой бронзы представляет собой твердую основу меди с вкрапленными в нее мелкими частицами свинца. Микроструктура этих бронз отлична от большинства антифрикционных бронз, где в мягкую основу вкраплены твердые частицы. Свинец в свинцовистой бронзе и композите выполняет роль твердого смазочного материала и защищает шейку вала от прямого контакта с выступающими неровностями поверхности антифрикционной втулки в начальный период трибоконтакта – период приработки, что особенно важно. В результате дифференцированного изнашивания мягкой пластичной матрицы и твердой дискретной армирующей фазы происходит приработка к надлежащей форме рабочей поверхности втулки относительно вала, выравнивание распределения нагрузок. После вступления в контакт неровностей антифрикционной втулки и вала повышается температура всей системы и на поверхность трения выдавливается порция пластичного и мягкого свинца, который вместе с медным сплавом образует стабильную разделительную поверхность между валом и антифрикционной втулкой. В качестве армирующих элементов применяются частицы железоуглеродистых сплавов – сталей и чугунов разнообразной морфологии. Это могут быть частицы округлой или неправильной формы: литая или колотая стальная или чугунная дробь. Размер армирующих элементов 0,8...4,0 мм. Структура композиционного материала с матрицей из бронзы БрС30 приведена на рис. 1. Заметны темные включения свинца в матричном материале.

Были проведены триботехнические испытания нового композиционного материала в сравнении с мономатериалом (БрС30) и композиционным материалом с матрицей из меди М1 (рис. 2)

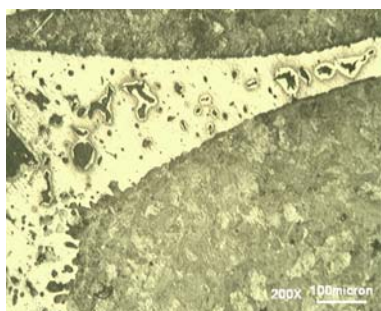


Рис. 1. Микроструктура композиционного материала системы бронза БрС30 – сталь

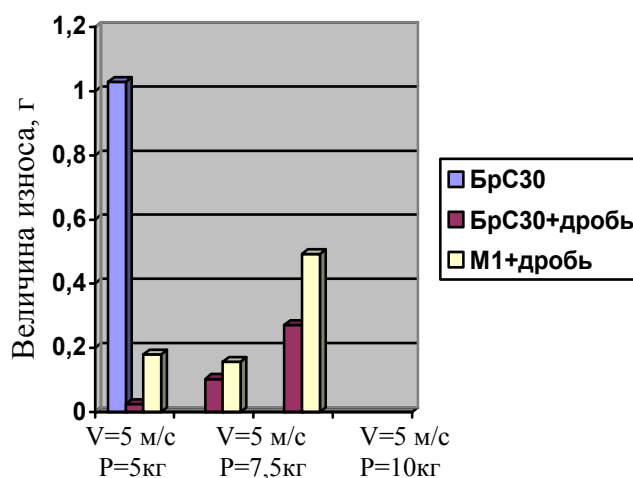


Рис. 2. Результаты триботехнических испытаний композитов в сравнении с мономатериалом бронзой БрС30

В результате триботехнических испытаний в режиме сухого трения установлено, что композиционные материалы значительно превосходят по износостойкости бронзу БрС30. Композит с матрицей из свинцовистой бронзы имеет износостойкость выше на 30...40%, чем композит с матрицей из меди М1. Это подтверждает перспективность внедрения разработанного экономнолегированного литого композиционного материала для подшипников скольжения, работающих в тяжелых условиях эксплуатации.

Идан Алаа Фадил И, Акимов О.В., Костик Е.А.
(НТУ «ХПИ», г. Харьков)

КОМБИНИРОВАННАЯ ТЕХНОЛОГИЯ УПРОЧНЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ ЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ

Применение того или иного метода упрочняющей обработки определяется требованиями, предъявляемыми к конкретным деталям. В современных условиях существенно увеличились нагрузки на детали машин, что связано со значительным повышением мощности и производительности машин. Это привело к тому, что известные методы увеличения долговечности стальных деталей уже не всегда способны обеспечить требуемые свойства. Поэтому возрастает интерес к применению комбинированных методов упрочнения, которые представляют собой сочетание двух или нескольких технологических процессов. Такое сочетание позволяет достичь очень высокой эффективности упрочнения, которую невозможно получить каким-либо одним способом.

Также повышенный интерес к комбинированным упрочняющим технологиям вызван и необходимостью сокращения использования легированных сталей из-за высокой стоимости легирующих элементов.

Целью данной работы является изучение влияния режимов упрочняющей комбинированной обработки на изменение свойств поверхностного слоя легированной стали.

Образцы были подвергнуты улучшению, а именно закалке с высоким отпускком.

Лазерное упрочнение проводилось на установке «Латус-31». Мощность излучения лазера составляла 0,9...1,1 кВт, диаметр пятна – 5 мм. Скорость перемещения лазерного луча варьировалась в диапазоне 0,5...1,5 м/мин.

Азотирование проводили в среде мелкодисперсного азотосодержащего вещества с активаторами при температуре 550 °С в течение 2...4 часов. Процесс азотирования проводили в закрытой атмосфере в виде герметичного контейнера в камерной печи.

Исследовано влияние режимов упрочняющей комбинированной обработки на изменение свойств поверхностного слоя стали 38Х2МЮА. Экспериментальные данные показали, что толщина упрочненного слоя стали 38Х2МЮА в зависимости от технологических режимов комбинированной обработки варьируется в диапазоне 0,18...0,69 мм, при этом поверхностная твердость имеет значения 10,5...12,5 ГПа.

Анализ полученных результатов показал, что интенсификация процесса азотирования лазерной обработкой поверхности стали позволяет получить азотированный слой большей толщины (до 0,69 мм) и большей микротвердости (до 12,5 ГПа) по сравнению с чисто азотированными участками (без предварительной лазерной обработки), на которых толщина диффузионного слоя не превышала 0,2 мм, а микротвердость – 10,8 ГПа. Это объясняется облегчением диффузии атомов азота и повышением его растворимости, вследствие образования более дефектной структуры металла после лазерного облучения (повышение плотности дислокаций, дробление зерен и увеличение протяженности их границ, получение ультрадисперсных разориентированных зерен).

Іванов В.Г., Пірожкова В.П.
(ЗНТУ, м. Запоріжжя)

ВПЛИВ ПОВЕРХНЕВО-АКТИВНОГО МОНООКСИДУ КРЕМНІЮ НА ФОРМОУТВОРЕННЯ ГРАФІТУ У СІРИХ ЧАВУНАХ

ivanov@zntu.edu.ua

Формоутворення вкраплень графіту під час кристалізації чавунів залишається актуальним напрямком прикладних досліджень для сучасного ливарного виробництва. Враховуючи особливість кристалічної структури графіту, більшістю спеціалістів вважається, що визначальна роль у формоутворенні вкраплень графіту належить дії поверхнево-активних елементів у рідкому розплаві та змінам міжфазової енергії.

Беззаперечно, найбільш впливовим елементом на графітизацію чавуну є кремній, який має високу спорідненість до кисню, суттєво змінює фізико-хімічні властивості рідкого розплаву, поверхневий натяг та міжфазову енергію, але механізм цього впливу залишається, багато в чому, нез'ясованим.

Вивчали морфологію вкраплень графіту у сірих чавунах, отриманих у промислових або лабораторних умовах, при додаванні кремнію у вигляді феросиліцію. Додатково вивчалися неметалеві вкраплення, що містили кремній, у електротехнічних, вуглецевих та легованих сталях. Застосовували широкий спектр методів дослідження: звичайну та високотемпературну металографію, мікрорентгеноспектральний та мас-спектральний аналізи, а також петрографічний метод.

Встановлено, що кремній у залізовуглецевих сплавах активно взаємодіє з киснем і утворює при високих температурах поверхнево-активний монооксид кремнію (SiO). У сталях активна дія SiO проявлялася при нагріванні до $1000\ldots 1250^\circ\text{C}$ (на високотемпературному мікроскопі) у розтріскуванні або повному руйнуванні силікатних глобулярних вкраплень. При чому, чим більше містилося SiO у твердому розчині $\text{SiO} - \text{SiO}_2$, тим інтенсивніше руйнувалися глобулі.

У сірих чавунах при високій температурі $1300\ldots 1360^\circ\text{C}$ в результаті бурхливої реакції кремнію з оксидом вуглецю утворюється не тільки пароподібний SiO , а й первинні кристали графіту, які розкидаються з місця реакції у різні боки, утворюючи добре розвинені пелюстки. Найчастіше такі розетки складаються з $5\ldots 6$ пелюстків. Зі зниженням температури кількість пелюстків та їх розгалуженість зменшується, з'являються також окремі прямолінійні пластини.

При зниженні температури поверхнева активність SiO зменшується, розетки графіту утворюються меншого розміру та меншої розгалуженості. Габітус графітових вкраплень змінюється з розеткової на гіллясту, утворення якої обумовлено не тільки поверхнево-активним SiO , а й рухливістю розплаву. Окремі пластини графіту вигнуті в той чи інший бік. Гілляста форма графіту асоціюється з прямолінійно-пластинчастою. Кількість прямолінійних пластин помітно збільшується, а їх розміри – зменшуються.

Падіння інтенсивності реакції утворення SiO та його активності при подальшому зниженні температури може призводити до взаємодії з графітом. При цьому SiO , внаслідок падіння своєї рухливості, розчиняється як у розплаві, так і у графіті, викликаючи утворення вкраплень недосконалого пластинчастого графіту з червоподібною формою. Іншими словами, змінення фізико-хімічних умов розплаву, часу та швидкості протікання реакції SiO з графітом призводить до виродження пластинчастого графіту.

При наближенні до температури евтектичного перетворення, що супроводжується різкою зміною фізико-хімічних умов, виділяється евтектичний графіт, що також характеризується дрібними розмірами та незначною розгалуженістю.

Таким чином, формоутворення вкраплень графіту у сірих чавунах залежить від швидкості та інтенсивності протікання реакції взаємодії кремнію з оксидом вуглецю, утворенням поверхнево-активного монооксиду кремнію та його впливом на міжфазову енергію структурних складових чавуну.

Іванова Л.Х., Ніколаєнко О.А.

(НМетАУ, м. Дніпро)

ЛЕГУВАННЯ БІЛОГО ЧАВУНУ ГАДОЛІНІЄМ

ivanovalitvo@gmail.com

Комплексне легування та модифікування чавунів є ефективними способами підвищення механічних й службових властивостей виливків. Щорічно в Україні виробляється біля 1 млн. т виливків, і тільки 5...6% від їх випуску з високоміцних чавунів, що суттєво менше, ніж у світовому випуску таких виливків (30...60%).

Метою роботи було дослідження впливу гадолінію на мікроструктуру білого валкового чавуну.

Лабораторні плавки проводили в ливарній лабораторії НМетАУ в силітовій печі. Дослідний чавун мав склад, мас. %: С 3,32, Si 0,30, Mn 0,05, P 0,06, S 0,02, Fe – решта. Після розплавлення чавуну в печі та перегрівання до температури 1500 °С, піч відключали та методом примусового занурення здійснювали оброблення розплаву гадолінієм. При досягненні температури металу 1320 °С заливали кокільні форми для одержання зразків діаметром 20 і висотою 100 мм. Металографічний аналіз нижньої частини зразків проводили на оптичному металомікроскопі Neophot 21. Шліфи досліджували після травлення.

У вихідному стані після кристалізації у кокільній формі зразок 1 (табл. 1) мав структуру білого доевтектичного чавуну: дендрити аустеніту у кількості 19,4% були оточені ледебуритною евтектикою. Евтектоїдне перетворення аустеніту проходило з утворенням троститу, мікротвердість H_{50} якого дорівнювала 3550 МПа. Рідко зустрічалися ділянки пластинчастого перліту. Перетворення ледебуритного аустеніту частіше проходило з поділенням фаз, цементит нашаровувався на евтектичному.

Кристалізація обробленого гадолінієм чавуну призводила до одержання білого доевтектичного чавуну, дрібні дендрити аустеніту були оточені ледебуритною евтектикою та конгломератною структурою.

Таблиця 1 – Основні результати проведеного дослідження

Номер зразка	Присадка гадолінію, %	Кількість структурних складових, %				Мікротвердість, МПа		
		перліт	карбід	карбід+ ледебурит	ледебурит	перліт	карбід	ледебурит
1	–	19,4	–	–	80,6	3550	–	7120
2	0,2	33,1	–	66,9	–	3640	6640	6760
3	0,4	38,6	–	61,4	–	3930	7380	7250
4	0,8	51,7	–	48,3	–	3830	7250	7380
5	1,6	82,1	17,9	–	–	3400	7390	–
6	3,2	74,0	26,0	–	–	2810	7250	–

Кількість ледебуриту у зразку 2 була максимальною, а у зразку 3 зустрічалися часті ділянки, формування евтектичної структури в яких проходило з поділенням фаз. У зразку 4 ледебуритні колонії зустрічалися ще рідше, а у зразках 5 і 6 кристалізація проходила з повним поділенням евтектичних фаз, тому в цих зразках розміри дендритів аустеніту були крупнішими, ніж у зразках 2 і 3.

У зразках 2, 3, 4 перетворення аустеніту після твердіння проходило з утворенням тонко диференційованого перліту, мікротвердість якого складала 3640, 3930 та 3830 МПа, відповідно.

При подальшому охолодженні після твердіння аустеніт зразків 5 і 6 перетворювався на тростит з мікротвердістю 3400 МПа, в грубо пластинчастий перліт з мікротвердістю 2810 МПа та в ферито-цементитну суміш, за будовою близьку до верхнього бейніту, що виникає при 450...400 °С, з мікротвердістю 3510 МПа. Невеликі ділянки аустеніту перетворювалися на мартенсит.

Таким чином, евтектичне перетворення з утворенням пластинчастої ледебуритної евтектики в доевтектичному валковому чавуні при литті у кокільні форми проходило при присадках гадолінію в межах 1,6...3,2%.

Іванова О.С., Рибак В.М.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

МАТЕМАТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ЕЛЕКТРИЧНОГО ОПОРУ ШЛАКОВОЇ ВАННИ ЕШТП

ivasha09007@gmail.com

Сьогодні без високоякісного металу технічний прогрес просто неможливий. Одним із провідних і перспективних технологічних процесів отримання деталей високої якості є електрошлакова тигельна плавка (ЕШТП).

Фахівці постійно працюють над удосконаленням та підвищенням ефективності окремих параметрів процесу ЕШТП, особливу увагу приділяючи активному електричному опору шлакової ванни. На жаль, у цьому питанні залишається ще багато «білих плям». Електричний опір шлакової ванни напряму впливає на продуктивність процесу та інші параметри, і тому правильне його визначення є актуальною задачею, але до цього часу ще не розроблено адекватних формул, які б дозволяли точно визначати значення електричного опору шлакової ванни ЕШТП в певний момент часу. Існуючі формули розроблялись для електрошлакового переплаву у кристалізатор і тому дозволяють отримати тільки приблизні значення електричного опору шлакової ванни ЕШТП.

Авторами було запропоновано новий підхід до визначення активного електричного опору шлакової ванни ЕШТП, який полягає у використанні так званого коефіцієнту конфігурації тигля:

$$R_{\text{шл}} = k \cdot \rho_{\text{шл}}, \quad (1)$$

де $R_{\text{шл}}$ – активний електричний опір шлакової ванни, Ом;

k – коефіцієнт конфігурації тигля, 1/м;

$\rho_{\text{шл}}$ – питомий електричний опір шлаку, Ом·м.

Коефіцієнт конфігурації тигля являє собою функцію ряду факторів:

$$k = f(D_{\text{эл}}, L, H_{\text{к}}, L_{\text{п}}), \quad (2)$$

де k – коефіцієнт конфігурації тигля, 1/м;

$D_{\text{эл}}$ – діаметр електрода, м;

L – відстань між торцем електрода і поверхнею ванни рідкого металу, м;

$H_{\text{к}}$ – висота оплавленої частини електрода, м;

$L_{\text{п}}$ – довжина зануреної в шлак частини електрода, м.

Для отримання математичної залежності коефіцієнта конфігурації тигля ЕШТП від зазначених вище параметрів шлакової системи було проведено серію експериментів з різними значеннями аргументів. Вимірюючи електричний опір шлакової ванни при різних значеннях параметрів і, знаючи питомий електричний опір шлаку, за допомогою регресійного аналізу було побудовано математичну модель залежності коефіцієнта конфігурації тигля:

$$\begin{aligned} k = & 574.208 \cdot D_{\text{эл}}^2 - 81.645 \cdot D_{\text{эл}} - 1009.788 \cdot D_{\text{эл}}^3 + 888.977 \cdot L + \\ & + 260.847 \cdot H_{\text{к}} + 236.245 \cdot L_{\text{п}} - 374.197 \cdot D_{\text{эл}} \cdot L - 90.007 \cdot D_{\text{эл}} \cdot H_{\text{к}} - \\ & - 3375.867 \cdot L_{\text{п}} \cdot H_{\text{к}} - 3421.733 \cdot L \cdot L_{\text{п}} - 3362.497 \cdot L^2 - 38.167, \end{aligned} \quad (3)$$

де k – коефіцієнт конфігурації тигля, 1/м;

$D_{\text{эл}}$ – діаметр електрода, м;

L – відстань між торцем електрода і поверхнею ванни рідкого металу, м;

$H_{\text{к}}$ – висота оплавленої частини електрода, м;

$L_{\text{п}}$ – довжина зануреної в шлак частини електрода, м.

Ступінь достовірності апроксимації математичної моделі становить 0,94 при рівні надійності 95%. Для забезпечення заданого ступеню достовірності апроксимації параметри шлакової системи повинні перебувати в наступних діапазонах: $D_{ел} \in 0,08 \dots 0,24$ м, $L \in 0 \dots 0,2$ м, $H_k \in 0 \dots 0,08$ м, $L_n \in 0 \dots 0,16$ м.

Розрахована математична модель показала високу ефективність, що дозволяє застосовувати її для розрахунку активного електричного опору шлакової ванни ЕШТП при проведенні інженерних розрахунків, а також у різноманітних комп'ютерних програмах, імітаційних моделях тощо.

Іванченко Д. В.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)
ВИБІР СКЛАДУ ФЛЮСУ, ЩО МІСТИТЬ У СВОЄМУ СКЛАДІ
ТЕТРАФТОРИД ЦИРКОНІЮ, ПРИЗНАЧЕНОГО ДЛЯ ЗМІЦНЕННЯ
АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ ЦИРКОНІЄМ
cortdm77@gmail.com

Одним із найбільш ефективних зміцнювачів алюмінієвих ливарних сплавів є цирконій. Основним способом введення цирконію до алюмінієвого розплаву є застосування лігатури.

Є відомим спосіб отримання лігатури Al-Zr із діоксиду цирконію [1] на основі реакцій взаємодії у системах ZrO_2 -KF-AlF₃, ZrO_2 -NaF-AlF₃-KCl через утворення фторцирконатів калію та натрію, з наступним відновленням цирконію із фторцирконатів алюмінієм.

При введенні цирконію із флюсу до алюмінієвого розплаву є можливим поєднати насичення алюмінію цирконієм з отриманням сплаву необхідного складу.

З урахуванням вищевказаного вибір складу флюсу міститься у підборі таких компонентів та їх співвідношення, які б дозволили отримати якомога більший перехід цирконію із його фториду або оксиду у алюмінієвий розплав при мінімальній ціні.

Необхідно зазначити, що елементи 4А-групи, до яких належить і цирконій, утворюють із фтором дуже міцні хімічні сполуки. Тетрафторид цирконію, при введенні до алюмінієвого розплаву, незважаючи на термодинамічну можливість відновлення алюмінієм, не дисоціює та не насичує алюмінієвий розплав цирконієм при температурах 650...950 °С. Отже, виникає необхідність у виборі таких складових флюсу та їх співвідношення у розплаві, які дозволять відновити цирконій у середовищі рідкого алюмінію. З метою вибору таких компонентів було розглянуто систему NaF-LiF-ZrF₄, діаграму якої представлено на рис. 1.

Співвідношення між компонентами флюсу підбиралося таким чином, щоб забезпечити мінімальну температуру плавлення модифікувальної суміші та наявність такої сполуки у шлаковому розплаві як Li₂ZrF₆ (Na₂ZrF₆). При температурі 436 °С, молярна доля суміші складає: LiF – 25%, NaF – 37,16%, ZrF₄ – 37,84%, що відповідає: LiF – 7,6%, NaF – 18,28%, ZrF₄ – 74,12% за масою.

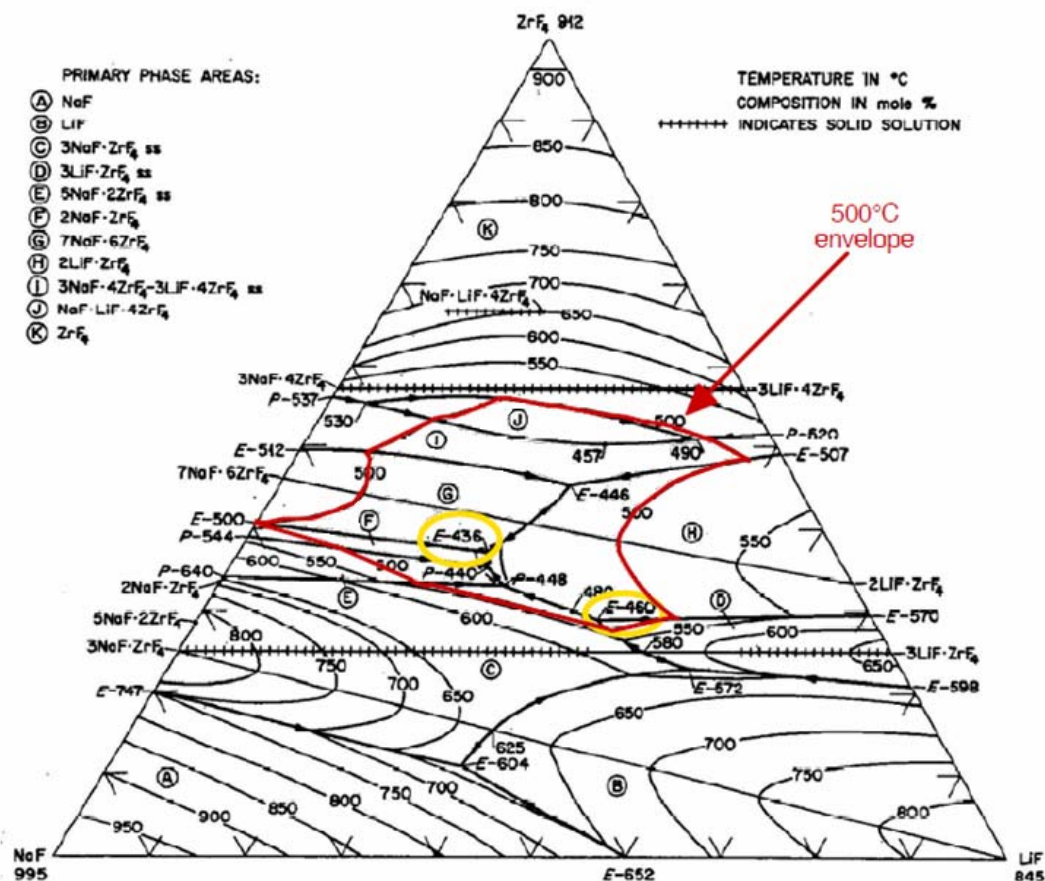


Рис. 1. Діаграма стану NaF-LiF-ZrF₄ [2]

Література:

1. Москвитин В. И. Термодинамические основы алюминотермического восстановления циркония из ZrO₂ в хлоридно-фторидных солевых расплавах / Москвитин В. И., Попов Д. А., Махов С. В. // Цветные металлы. – №4. – 2012. – С.43...46. – Библиогр.: 6 названий.
2. Williams D. F. Assessment of candidate molten salt coolants for the advanced high-temperature reactor (AHTR) / Williams D. F., Toth L. M., Clarno K. T. // Tennessee: Oak Ridge, 2006. – P. 86. – Bibliogr.: P. 62...66 (77 titles).

Калинин В.Т., Мусиенко И.О.
(НМетАУ, г. Днепр)

ПОВЕРХНОСТНОЕ УПРОЧНЕНИЕ ЧУГУННЫХ ОТЛИВОК НАНОДИСПЕРСНЫМИ СОЕДИНЕНИЯМИ В ПРОЦЕССЕ ИХ ЗАТВЕРДЕВАНИЯ

vt.kalinin@gmail.com

Эффективным способом продления срока службы деталей за счет снижения образования поверхностных дефектов является защита рабочей поверхности композиционным слоем, получаемым в процессе их литья.

С целью повышения износостойкости рабочего слоя отливки и выбора оптимального наноматериала в составе покрытия, наносимого на внутреннюю поверхность литейной формы, поочередно вводили в различном соотношении нанодисперсные порошки

карбонитрида титана (TiCN), карбида хрому (Cr_3C_2) і карбида вольфраму (WC) з розміром частинок 50...100 нм, отримані методом плазмохімічного синтезу. Наноматеріали мають унікальними фізико-хімічними властивостями, суттєво відрізняючись від властивостей таких же матеріалів в масивному стані, причому ці властивості можуть в певній ступені передаватися отримуваним з них або з їх участю литим виробам. Після заливки розплаву чугуном і охолодження форми на зовнішній робочій поверхні литви утворювався насичений твердими частинками композиційний шар.

В результаті виконаних досліджень встановлено, що з досліджуваних нанодисперсних сполучень найкращі результати по впливу на макро- і мікроструктуру чугуна надає нанодисперсний порошок карбонитрида титана (TiCN), який має найвищу мікротвердість (32000 МПа) з відомих тугоплавких сполучень. При використанні цього компонента відбувається формування металлокерамічного шару литви на глибину до 15...20 мм.

Дослідження макро- і мікроструктури зразків, вирізаних з поверхневого шару литви, показало, що структура шару, отриманого пропиткою нанопорошка, має тонкодисперсне будову і складається з нановключень карбонитрида титана і титанокарбидної евтектики. В перехідній зоні структура складається з карбонитридів титана, графітних включень і перліта. При видаленні від композиційного шару кількість карбидів зменшується при збільшенні кількості перліта до відповідного матричному чугуну.

Дослідні зразки випробовували на зносостійкість по втраті маси зразка при порівнянні з зразками з білого хромонікелевого (0,5% Cr, 1,5% Ni) чугуна, зносостійкість якого прийняли за 1. Результати випробувань показали, що найвищу зносостійкість мають сплави, в яких загартовуюча фаза не розчиняється в металевій зв'язці. Коефіцієнт зносостійкості зразків з композиційного шару на основі TiCN становить 2,5...3,2.

Механізм взаємодії розплаву чугуна зі шаром порошка нанодисперсного сполучення включає наступні процеси: нагрів шару порошка (або пасту) за рахунок фізичного тепла розплаву; фільтрація розплаву в пори порошка і подальший його розігрів; розподіл частинок нанопорошка в рідкій фазі в момент фільтрації розплаву; подальше розподіл частинок нанопорошка в рідкій фазі після заповнення міжзернистого простору; дифузійні процеси при охолодженні пропитаного металу в твердому стані.

Таким чином, отримані результати по використанню нанопорошків для отримання зносостійкого композиційного шару дозволяють зробити висновок про можливість їх використання для підвищення механічних властивостей робочого шару литви.

Калюжний П.Б., Кротюк С.О.
(ФТІМС НАН України, м. Київ)

ВИГОТОВЛЕННЯ КОРПУСУ ЗАПІРНОЇ АРМАТУРИ ЛИТТЯМ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ

kpb.cmw@ukr.net

Технологія лиття за моделями, що газифікуються, відрізняється простотою й універсальністю та дозволяє отримувати виливки будь-якої конфігурації. Незважаючи на це, розробка технологічного процесу виготовлення того чи іншого вилівка потребує ретельного підходу, що має враховувати всі тонкощі процесу ЛГМ.

Так перед спеціалістами ФТІМС НАН України було поставлено завдання розробити технологічний процес виготовлення вилівка «Корпус ДУ80» (рис. 1). Маса вилівка –

19,7 кг, сплав – сталь 20Л. Корпус запірної арматури відноситься до особливо відповідальних виливків, оскільки до нього висуваються вимоги щодо герметичності(робочий тиск виробу складає 4 МПа).



Рис. 1. Виливок «Корпус ДУ 80»

Першим етапом була побудова ливниково-живильної системи. Для даного виливка було вибрано нижнє підведення металу, оскільки це забезпечувало рівномірну газифікацію моделі в формі та виключало охоплення рідким металом пінополістиролу при заливанні. За допомогою комп'ютерного моделювання були визначені місця утворення усадкових дефектів та проведено оптимізацію ливниково-живильної системи.

Моделі виготовляли спіканням гранул пінополістиролу в прес-формах в автоклаві. Щільність моделей витримували в межах $25 \dots 27 \text{ кг/м}^3$; моделі ливникової системи виготовляли порожнистими – це дозволяло максимально зменшити науглецювання сталі під час її заливання в форму.

На модельні блоки наносили протипригарне покриття 2-х складів – на основі дис-тен-силіманіту та на основі цирконового концентрату. В ході промислових дослідів було встановлено, що і перше і друге протипригарне покриття забезпечує захист виливка від пригару та дає чисту поверхню.

Оскільки заливання сталі проводилося з поворотного ковша, то для очищення металу в каналі ливникової системи розміщувалися цирконові фільтри. Виливки, одержані без фільтрів, мали неметалеві вкраплення на відміну від виливків, виготовлених з використанням фільтрів.

Так як при нижньому підведенні металу розплав надходить до надливів охолодженим і не створюються умови спрямованого тверднення, тому для ефективної роботи надливів використовували екзотермічні оболонки.

Перші експериментальні виливки мали на бічних поверхнях гарячі тріщини. Причиною їх утворення є термічні напруги, зумовлені місцевим потовщенням в районі сідла клапана. Конструкція виливка не дозволяла створити направлене тверднення в даному місці. Використання усадкових ребер (див. рис. 1) дозволило попередити утворення тріщин у вказано місці.

Загалом комплексний підхід до проектування технологічного процесу з використанням сучасних технологій дозволив одержати якісні виливки «Корпус ДУ80». Спроектований технологічний процес дасть змогу замовникові перевести виробництво литих деталей запірної арматури з традиційного лиття в пісок на більш економічний метод лиття за моделями, що газифікуються.

Каніболоцький Д.С., Верховлюк А.М., Щерецький О.А., Афанасієв М.В.
(ФТИМС НАН України, м. Київ)

МОДЕЛЮВАННЯ СТРУКТУРИ РОЗПЛАВУ Al – 0,2% Ti

kanibolotsky@univ.kiev.ua

З використанням пакету програм LAMMPS виконано моделювання молекулярної динаміки рідкого сплаву Al – 0,2 мас. % Ti для температур від 677 °C до 1400 °C, що відтворює рух атомів у часовому інтервалі $2 \cdot 10^{-9}$ с. В якості вихідної структури взятий нескінченний ГЦК монокристал алюмінію, в якому відповідна частина атомів Al замінена на атоми Ti. Енергію міжатомної взаємодії розраховували з використанням потенціалу з роботи [1]. Інтегрування рівняння руху атомів здійснювали з кроком 10^{-15} с, координати атомів записували у вихідний файл траєкторії через кожні 10^{-12} с.

При 677 °C, 700 °C та 740 °C кристал залишається у перегрітому твердому стані протягом 10^{-9} с. Подальше моделювання перегрітого твердого сплаву припиняли із-за значного часу комп'ютерних розрахунків. Для одержання моделей розплавів при цих температурах спочатку задавали температуру системи 840 °C, а потім її лінійно знижували до заданої за час, необхідний для переходу сплаву у рідку фазу (від $1 \cdot 10^{-11}$ до $1,55 \cdot 10^{-11}$ с). При 790 °C сплав переходить у рідкий стан за $49 \cdot 10^{-12}$ с, при 840 °C і вище – від $9 \cdot 10^{-12}$ до $4 \cdot 10^{-12}$ с. Із збільшенням температури від 677 °C до 1400 °C густина розплаву зменшується від 2416 до 2298 кг/м³, повна енергія системи змінюється від -288,7 до -267,3 кДж/моль, потенційна енергія – від -300,5 до -288,2 кДж/моль, потенційна енергія атомів Ti – від -309,2 до -296,4 кДж/моль, висота першого піку радіальної функції розподілу навколо атомів Al – від 2,7793 до 2,1776 умовних одиниць (у. о.), навколо атомів Ti – від 3,7162 до 2,9132 у.о., середній об'єм багатогранників Вороного для атомів Al збільшується від 18,560 до 19,516 Å³, для атомів Ti – від 19,571 до 20,767 Å³, середня кількість граней багатогранників Вороного для Al зростає від 14,3964 до 14,6939, для атомів Ti – від 15,204 до 15,381, коефіцієнт самодифузії збільшується для Al від $5,008 \cdot 10^{-9}$ до $18,529 \cdot 10^{-9}$ м²/с, для Ti – від $2,599 \cdot 10^{-9}$ до $12,084 \cdot 10^{-9}$ м²/с. Одержані дані з густини, радіальної функції розподілу та коефіцієнта самодифузії добре узгоджуються з результатами експериментальних досліджень рідкого Al та сплавів Al – Ti [2...7], що підтверджує достовірність розрахунків. Потенційна енергія одного моля атомів Ti в рідкому сплаві Al – 0,2% Ti більша за абсолютною величиною, ніж потенційна енергія одного моля сплаву. Тобто взаємодія атомів Ti з атомами Al більш сильна, ніж середня міжатомна взаємодія в системі. Висота першого піку радіальної функції розподілу навколо атомів Ti вище, ніж навколо атомів Al. Кількість граней багатогранників Вороного (що відповідає координаційному числу для відповідного об'єму) також вище для Ti, ніж для Al. Коефіцієнт самодифузії вище для атомів Al, ніж для атомів Ti, тобто атоми Al більш рухливі. Таким чином, одержані дані свідчать, що атоми Ti більш схильні, ніж атоми Al, координувати навколо себе атоми Al. Тобто в розплаві формуються кластери з центральним атомом Ti. При збільшенні температури зменшуються висота першого піку радіальної функції розподілу навколо атомів Ti та абсолютне значення енергії взаємодії між атомами Ti та Al, зростають об'єми багатогранників Вороного та коефіцієнт самодифузії Ti, і тому при нагріванні стійкість кластерів знижується.

Література:

1. Zope R.R., Mishin Y. // Physical Review B. – 2003. – V. 68. – 024102.
2. Fessler R.R., Kaplow R., Averbach B.L. // Physical Review. – 1966. – V. 150, № 1. – P. 34...43.
3. Assael M.J., Kakosimos K., Banish R.M. et al. // Journal of Physical and Chemical Reference Data. – 2006. – V. 35, № 1. – P. 285...300.
4. Ejima T., Yamamura T. // Journal de Physique. – 1980. – T. 41, Suppl. 8, Colloque C8. – P. 345...348.
5. Kargl F., Sondermann E., Weis H., Meyer A. // High Temp. High Press, 2013. – V. 42. – P. 3...21.
6. Meyer A. // EPJ Web of Conferences. – 2015. – V. 83. – 01002.
7. Demmel F., Szubrin D., Pilgrim W.-C., Morkel C. // Physical Review B., 2011. – V. 84. – 014307.

Кисла Г.П., Сисоєв М.О., Баліцький О.М., Лобода П.І.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)
СПЛАВИ СИСТЕМИ $ZrO_2 - NbB_2$
kiparis-gpk@ukr.net

Необхідність в нових керамічних матеріалах з підвищеними механічними характеристиками спонукає на розробку композитів, вироби з яких можуть використовуватись в різних галузях техніки та медицини. Керамічні композити мають унікальні властивості, зокрема, на основі диоксиду цирконію, який володіє високою механічною міцністю, температурою плавлення, твердістю, підвищеною в'язкістю руйнування, вогнетривкістю, радіаційною та корозійною стійкістю, низькою теплопровідністю. З оксидцирконієвої кераміки виготовляють тиглі для плавки металів, ріжучий інструмент, тверді електроліти паливних комірок, теплову ізоляцію печей та реакторів, теплоізоляційні покриття на металах, деталі двигунів внутрішнього згорання, хірургічний ріжучий інструмент, коронки і мостові протези в стоматології та ін.

Основним недоліком оксидцирконієвої кераміки є її крихкість. Для усунення цього недоліку використовують різні методи: трансформаційне зміцнення, що відбувається за рахунок тетрагонально-моноклинного перетворення при механічних діях на матеріал; дисперсне зміцнення; армування волокнами. Синтез квазібінарних евтектичних сплавів дозволяє за одну операцію отримати армований керамічний матеріал з підвищеними механічними характеристиками для високотемпературного застосування.

В даній роботі досліджували сплави системи $ZrO_2 - NbB_2$. Для отримання сплавів використовували порошки виробництва Донецького заводу хімреактивів. Зразки з різним вмістом NbB_2 (10; 20; 30; 40; 50; 70 і 90 мас. %) плавili в електронно-променевій установці «ЭЛА-6». Рентгенофазовий аналіз свідчить про наявність лише двох фаз в усіх сплавах системи. Мікроструктури отриманих сплавів наведені на рис. 1.

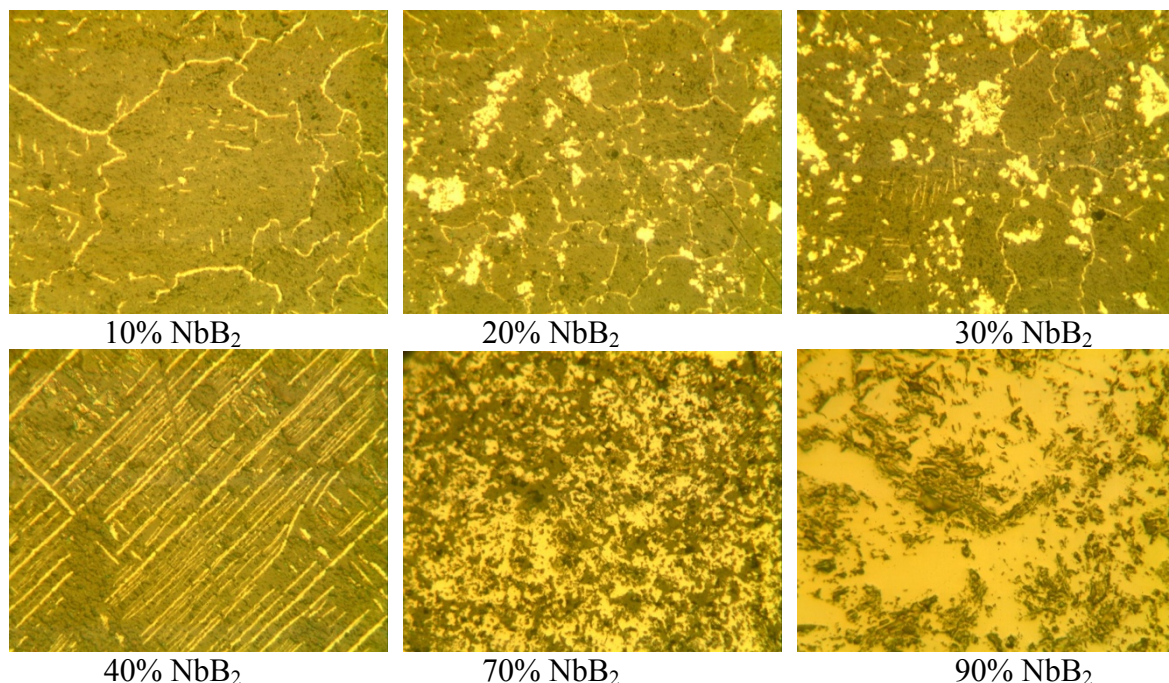


Рис. 1. Мікроструктури сплавів системи $ZrO_2 - NbB_2$

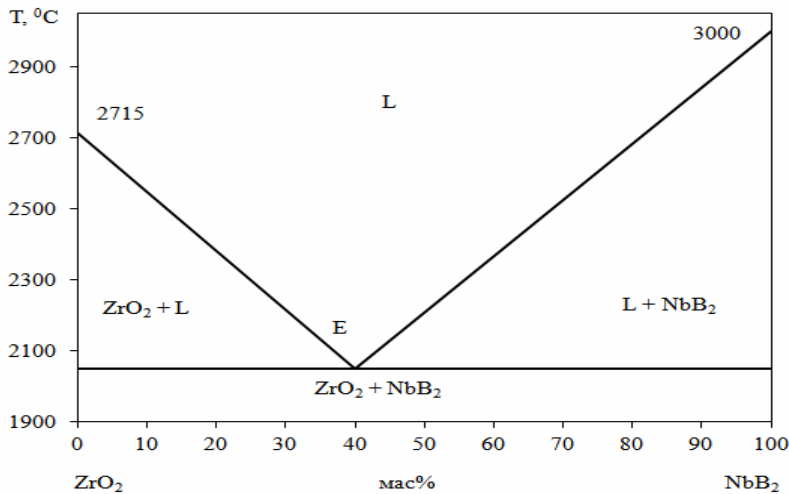


Рис.2. Діаграма плавкості системи $ZrO_2 - NbB_2$

Температуру плавлення зразків вимірювали оптичним пірометром «Промінь» з точністю $\pm 50^\circ C$. Діаграма плавкості системи $ZrO_2 - NbB_2$ є квазібінарною і має евтектичний характер кристалізації (рис. 2).

Отримані результати дають можливість стверджувати, що сплав системи $ZrO_2 - NbB_2$ із вмістом 40% NbB_2 є евтектичним, армованим і має високі механічні властивості.

Клименко В.А., Шейко О.І.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ДОСЛІДЖЕННЯ МІЦНОСТІ ПІЩАНО-ГЛИНИСТИХ СУМІШЕЙ З НАПОВНЮВАЧЕМ РІЗНОГО ГРАНУЛОМЕТРИЧНОГО СКЛАДУ

vaklym@i.ua

На кафедрі ливарного виробництва чорних і кольорових металів Національного технічного університету України «КПІ» ім. Ігоря Сікорського проведені дослідження впливу гранулометричного складу наповнювача та вологості піщано-глинистих пластичних формувальних сумішей на її міцність у вологому та висушеному станах.

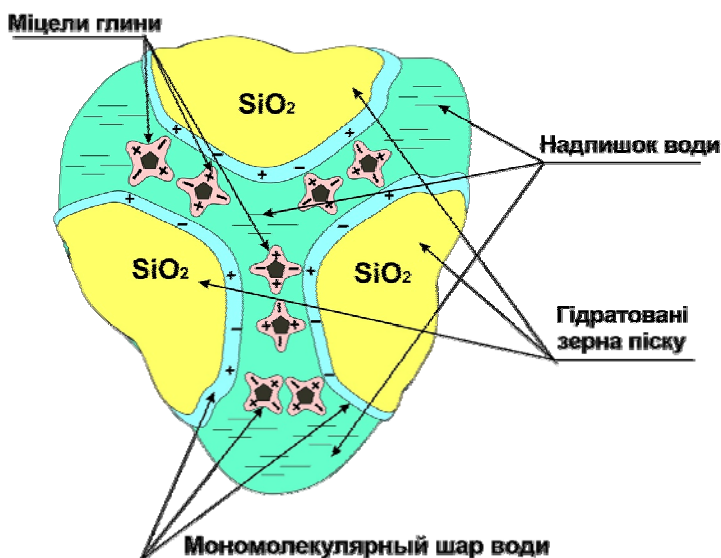


Рис. 1. Схема зчеплення зерен наповнювача у складі формувальної суміші

суміші, зерновий склад останнього значною мірою визначає необхідну кількість глини й води для набуття необхідних показників міцності формувальної суміші.

Відомо, що часточки глини в складі формувальної суміші оточені концентричними шарами води, що адсорбують їх між собою, створюючи так званий сорбований комплекс. Така властивість глини дозволяє утворювати з наповнювачем у присутності води у складі формувальної суміші розчини, схожі на колоїдні, в яких діють електростатичні сили, сили поверхневого натягу води та сили фрикційного зчеплення твердих часток при ущільненні формувальної суміші (рис. 1). При цьому, оскільки часточки глини незрівнянно менші від розміру зерен наповнювача

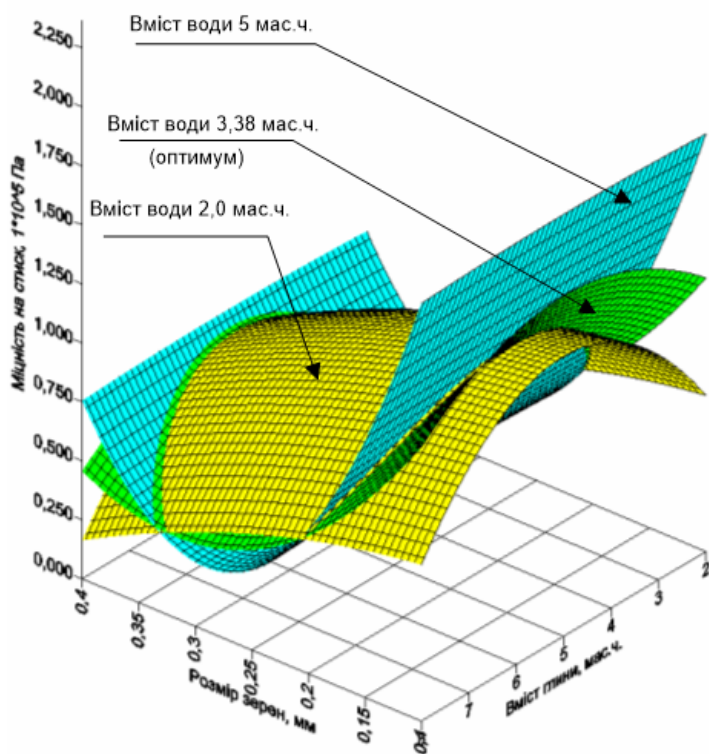


Рис. 2. Вплив розміру зерен наповнювача, вмісту глини та води на міцність на стиск формувальної суміші у вологому стані

якому спостерігається зменшення впливу електростатичних сил і сил фрикційного зчеплення, а сили поверхневого натягу при збільшенні вільного простору (поруватості) між зернами наповнювача та збільшенні розміру пор проявляються слабо. Після видалення надлишку вільної води при висушуванні формувальної суміші, при використанні в складі суміші зерен наповнювача фракції 0315, спостерігається максимальне значення міцності суміші (рис. 3).

Це можна пояснити тим, що при висушуванні формувальної суміші вільна волога практично повністю видаляється і початкова кількість введеної води майже не впливає на величину показників міцності суміші в сухому стані.

На нашу думку, у даному випадку міцність формувальної суміші визначається мономолекулярним шаром води на межі зерен наповнювача та міцел глини і фрикційними властивостями самих зерен піску.

На основі проведених досліджень можна припустити, що при використанні у складі суміші наповнювача фракції 0315 спостерігаються найбільш сприятливі умови для утворення мономолекулярного шару води на межі наповнювач – глина.

При збільшенні розмірів зерен наповнювача кількість точок контакту міцел глини з зернами зменшується, що призводить до зниження міцності формувальної суміші. Зі зменшенням величини зерен наповнювача товщина мономолекулярного шару збільшується, що, вірогідно, призводить до ослаблення електростатичних сил мономолекулярного шару води на їх поверхні.

Таким чином, проведеними дослідженнями встановлено, що на міцність формувальної суміші в сухому стані найбільш суттєво впливає величина зерна наповнювача, а максимальна міцність суміші досягається при використанні наповнювача фракції 0315.

Як наповнювач формувальної суміші використовували дніпровський річковий пісок різних фракцій від 01 до 04 та формувальну глину Дашуківського родовища. Встановлено, що при збільшенні величини зерен наповнювача формувальної суміші її міцність в сирому стані знижується і, практично, не залежить від кількості води, яка вводиться до складу суміші для надання глині в'язучих властивостей. При проведенні досліджень вологість суміші знаходилася в межах від 2,0% до 5,0%. Встановлено, що оптимальний вміст глини в складі формувальної суміші складає 5,6...6,0 мас. ч. від загальної кількості сухих складових, незалежно від гранулометричного складу наповнювача та вологості суміші.

Це можна пояснити надмірним надлишком води, при

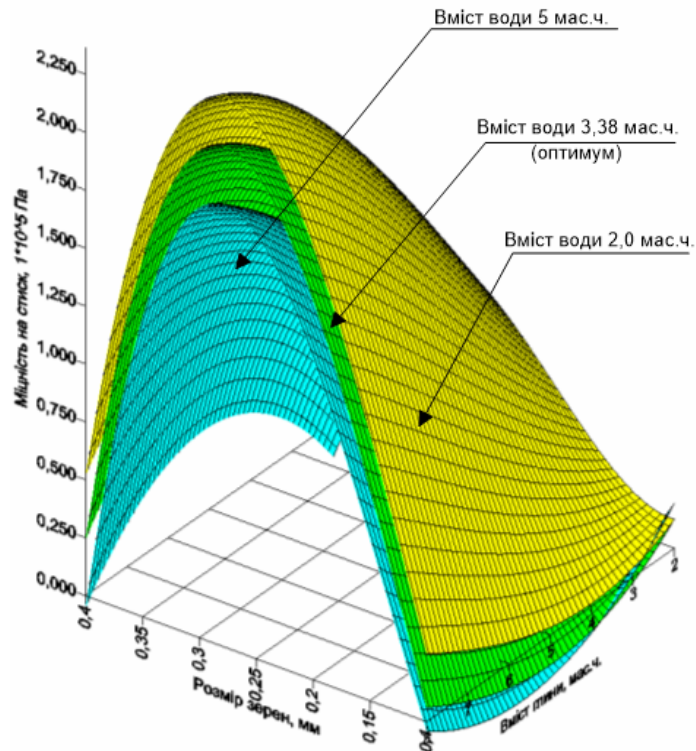


Рис. 3. Вплив розміру зерен наповнювача, вмісту глини та води на міцність на стиск формувальної суміші у сухому стані

Клименко В.А.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)
ДОСВІД ЗАСТОСУВАННЯ СТАТИСТИЧНИХ МОДЕЛЕЙ ПРИ
ДОСЛІДЖЕННІ СУМІШЕВИХ СИСТЕМ У ЛИВАРНОМУ
ВИРОБНИЦТВІ І ВЕЛИКІЙ МЕТАЛУРГІЇ

vaklym@i.ua

Дослідження даних сумішевих систем, до яких можна віднести формувальні суміші в ливарному виробництві і деякі шихтові матеріали у великій металургії, має ряд особливостей. До них можна віднести [1]:

1. Чинники технологічних об'єктів можуть бути пов'язані між собою залежністю, досить близькою до лінійної.
2. Досить складно, іноді, витримати рівні чинників при здійсненні плану експерименту.
3. Необхідність використати деякі якісні чинники через неможливість їх чисельної фіксації.
4. Часто, особливо у виробничих умовах, доводиться застосовувати пасивний (спеціально не спланований) експеримент.

Окрім цього, оскільки реальний світ у переважній більшості випадків об'єктивно нелінійний, складність даних систем утруднює вибір регресійного рівняння оптимальної складності, виходячи з того, що одному і тому ж кінцевому результату може відповідати значна кількість варіантів розрахункових формул.

Нереально описувати елементарними функціями процеси, що мають різкі максимуми і мінімуми, круті перегини і тому подібне. У цьому випадку виникає недовизначеність моделі, тобто складність апроксимувальної функції недостатня для відображення процесу, що вивчається.

Зворотною стороною є надмірне ускладнення моделі. Виходячи з того, що через множину експериментальних точок можна провести нескінченну безліч кривих з нульовим відхиленням, іноді намагаються використати для опису процесу деяку функцію на підставі того, що вона найближче розташована до отриманих точок. В результаті виходить перевизначена модель, далека від реального опису процесу, що вивчається.

Зважаючи на це, оптимізацію опису досліджуваного процесу можна звести до наступних етапів:

1. Побудова лінійної регресійної моделі і оцінка її адекватності, оскільки найбільш проста модель завжди прийнятніша.
2. У разі неадекватності лінійної моделі слід розглянути сімейство простих алгебраїчних функцій.
3. Для складніших випадків слід застосувати апроксимацію за допомогою поліномів, сплайнів, методу групового обліку елементів [2, 3].
4. При неможливості отримати адекватний результат в розглянутих випадках, слід скоротити область варіювання чинників шляхом розбиття її на окремі ділянки, з метою отримання деякого набору адекватних моделей.

На перший погляд доцільним є використання насичених планів експерименту, що містять мінімальну кількість дослідів, де кількість дослідів дорівнює кількості коефіцієнтів рівняння регресії. Поширеним способом побудови насичених планів є використання симплекс-планування. Симплекс є опуклою фігурою у багатовимірному просторі, кількість вершин якої на одиницю перевищує розмірність цього простору.

Послідовність симплекс-методу можна звести до двох фаз:

1. Визначення початкової вершини серед множини допустимих значень.
2. Послідовний перехід до наступної вершини, що має кращі властивості.

Перевагою таких планів є мінімальна кількість дослідів. Недолік цих планів у тому, що якщо усі коефіцієнти рівняння регресії виявляються значимими, не залишається ступенів свободи для перевірки адекватності моделі. Одночасно, при вивченні сумішевих систем, оскільки область оптимуму, як правило, вже обмежена технологічними і фізичними чинниками, тобто заздалегідь визначена, можуть спостерігатися певні труднощі при виборі початкової вершини і величини інтервалу варіювання в межах цієї області. Тут можливе "зациклення" або вихід за межі технологічних або фізичних можливостей процесу.

Рациональним у цьому випадку є проведення експерименту в деякому факторному просторі багатовимірного паралелепіпеда (куба) або сфери. Суть полягає в розбитті усього факторного простору на ряд точок з бажано рівномірним кроком, побудова моделі з подальшою перевіркою її адекватності. У разі неадекватності, робиться добудовування потрібних точок, побудова нової моделі і так далі, до отримання адекватного результату опису усієї поверхні відгуку.

Досвід побудови моделей зміни властивостей формувальних і стрижневих сумішей у ливарному виробництві, агломераційної шихти і залізородних окатишів у великій металургії дозволяє зробити висновок, що для дослідження подібних сумішевих систем раціонально використати плани на основі ЛП-тау послідовностей. Такі плани мають найкращі характеристики рівномірності серед усіх відомих нині рівномірно розподілених послідовностей. Метод добре підлягає автоматизації за допомогою сучасних комп'ютерів. Точність методу прямо пропорційна кількості точок, що дозволяє у разі складного процесу добудовувати необхідні точки для отримання адекватного результату без необхідності проводити повністю новий експеримент. Отримані адекватні регресійні залежності дозволяють добре описувати динаміку зміни властивостей досліджуваних об'єктів. Наприклад, добре відображається оптимальна за набутими властивостями область при вивченні зміни щільності формувальної суміші за різного гранулометричного складу наповнювача (рис. 1 та рис. 2).

Таким чином, для отримання детального опису процесів, що відбуваються, та вивчення динаміки їх розвитку при дослідженні сумішевих систем у галузі ливарного виробництва та великої металургії доцільно використовувати статистичні моделі, побудовані на

підставі рівномірно розподілених послідовностей. Ці моделі дають найбільш інформативну та зрозумілу картину процесів, що вивчаються. Планування експерименту, оброблення даних та математичне моделювання може здійснюватись за допомогою комп'ютерних програм Mathcad, Statistica, Axum7, Statgraphics Plus, Simulink та ін.

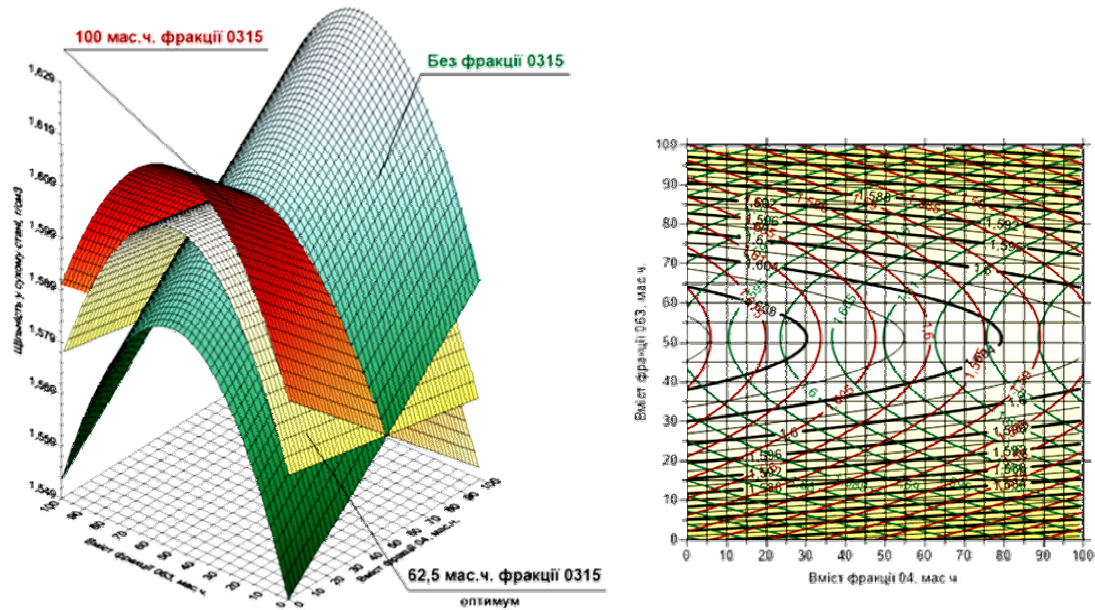


Рис. 1. Вплив фракцій 04 та 063 на щільність зразків формувальної суміші у сухому стані

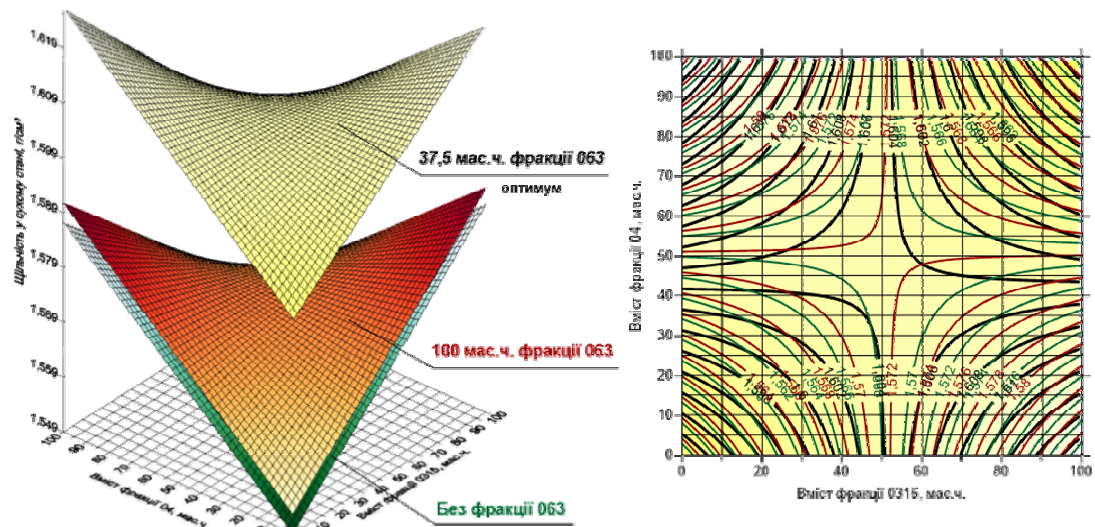


Рис.2. Вплив фракцій 0315 та 04 на щільність зразків формувальної суміші у сухому стані

Література:

1. Радченко С. Г. Планирование эксперимента в нестандартных областях факторного пространства // Международная конференция «Компьютерная математика в образовании и научных исследованиях» (КМ'2007). – Вестник ХНТУ. – 2007. – № 2(28). – С. 281...285.
2. Степашко В. С. Теоретические аспекты МГУА как метода индуктивного моделирования. – Труды I Международной конференции по индуктивному моделированию, Львов, 20-25 мая 2002 г.
3. Пидошва Е.А., Иващенко А.Б. Основные принципы метода группового учёта аргументов и его перспективы. Донецкий национальный технический университет кафедра компьютерных систем мониторинга. Електрон. аналог друк. вид.: <http://aaecs.org/markuta-ov-misak-vf-programmnaya-realizaciya-i-issledovanie-osobennostei-metoda-gruppovogo-ucheta-argumentov.html>

Клименко С.И.¹, Маляр В.А.²

(¹ФТИМС НАН України; ²ПАО «Финигриф», г. Киев)

**ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГРАФИТ-СОДЕРЖАЩИХ
БРИКЕТОВ НА ПОЛИСТИРОЛЬНЫХ СВЯЗУЮЩИХ ДЛЯ
НАУГЛЕРОЖИВАНИЯ ЧУГУНА**

ukrdeplit15@ukr.net

Проблемы повышения качества, экономичности, интенсификации производства отливок из серых и высокопрочных чугунов связаны с приготовлением жидкого металла. Одним из путей снижения себестоимости, повышения качества литья является выплавка чугуна на дешевой шихте, то есть замена дорогостоящих литейных и передельных чугунов стальным ломом с дальнейшим его науглероживанием.

В качестве графитсодержащих компонентов наиболее эффективно используются брикеты, которые компактируются и упрочняются с использованием различных видов связующих.

В данной работе исследуются возможности применения для получения графитсодержащих брикетов отходов пенополистирола как связующего материала и отходов графита, которые образуются при производстве электродов для дуговых электроплавильных печей. Применение этих техногенных отходов позволяет не только нейтрализовать их влияние на экологию окружающей среды, но и дополнительно снизить себестоимость производства этого типа брикетов.

Исследование физико-механических и технологических свойств графитсодержащих брикетов на основе полистирольных связующих является важным и необходимым, ибо их прочность при растяжении и сжатии, пористость, а также осыпаемость определяют впоследствии их состояние и поведение при транспортировке брикетов, их дозировании и вводе в плавильные агрегаты, а также эффективность их использования при взаимодействии с высокотемпературными железоуглеродистыми сплавами, как фактора усвояемости и расхода при операциях науглероживания жидких чугунов.

В результате исследований физико-механических графитсодержащих брикетов на основе полистирольных связующих было установлено:

1. Прочность смеси на сжатие в сыром состоянии может находиться в интервале 0,018...0,125 МПа, причем максимальной прочностью на сжатие обладает смесь с 3% и 4% полистирольного связующего, и она находится в пределах 0,024...0,125 МПа и собственно максимальных значений она приобретает при вылеживании на воздухе спустя 2 часа. Минимальной прочностью обладают графитсодержащие смеси с содержанием 1...2% полистирольного связующего, которые достигают через 2 часа вылеживания значений прочности лишь 0,047...0,078 МПа, что в 2,5...1,5 раз меньше предыдущей серии экспериментов.

2. Обращает на себя внимание довольно высокая стойкость всех составов графитсодержащих брикетов к истиранию, которая оценивается их низкой осыпаемостью со связующим раствором пенополистирола в живичном скипидаре – всего 0,10...0,13%.

3. Влияние тепловой обработки брикетов очевидно: так при температуре среды 120 °С и времени обработки 60...70 минут прочность на разрыв графитсодержащей смеси с 2...4% полистирольного связующего достигает своего максимума и находится в пределах 1,78...1,92 МПа, но прочность смеси с 1% полистирола значительно ниже и составляет всего 0,93 МПа, а при температуре (200 °С) и времени обработки образцов 10...20 минут с 3% полистирольного связующего прочность достигает значений 1,5...1,8 МПа.

Таким образом, полученные данные о физико-механических свойствах графитсодержащих брикетов на полистирольных связующих позволяют оптимизировать их потребительские свойства и обеспечить заданное качество и экономическую целесообразность их применения для получения отливок из серых и высокопрочных чугунов на основе использования исходных синтетических чугунов.

Ковальчук О.Г., Ямшинський М.М., Федоров Г.Є.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ВИЛИВКИ З ДИФЕРЕНЦІЙНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ ПОВЕРХНІ

Аналіз експлуатації великої кількості литих деталей машин і механізмів, які працюють в умовах інтенсивного зносу, високих температур і агресивних середовищ (теплоенергетика, металургія, гірничозбагачувальна і хімічна галузі та ін.), показує, що технології їх виготовлення з використанням об'ємного легування не завжди себе виправдовують, а у багатьох випадках і недоцільні, оскільки лише невелика товщина таких деталей зношується, окиснюється або ушкоджується.

Таким чином для скорочення витрат дорогих високолегованих сплавів перспективними можуть бути способи виробництва виливків із нелегованих сплавів на основі заліза з поверхневим композиційним або легованим шаром, який утворюється під час формування виливка в ливарній формі.

Суть цього методу полягає у тому, що на робочі поверхні форми або стрижня при виготовленні виливків, які працюють, наприклад, в умовах інтенсивного зносу, наносять легувальні покриття у вигляді фарб, паст, облицювального шару або використовують вставки, наповнювачами яких є відповідні легувальні елементи або їх суміші. Залитий у форму метал взаємодіє з легувальним покриттям, внаслідок чого поверхня виливка насичується відповідними елементами із утворенням заданої структури.

Така технологія дозволяє отримувати на поверхнях виливків легований шар, який міцно з'єднаний із основним металом і має високий опір зносу. У порівнянні з іншими способами підвищення поверхневої міцності цей процес має певні переваги, а при виготовленні деталей із робочими поверхнями, які не піддаються механічному обробленню – найбільш ефективний.

Поверхнєве легування виливків доцільно здійснювати нанесенням на робочі поверхні форм і стрижнів легувальних покриттів, температура плавлення яких нижча за температуру плавлення основного металу. При цьому використовувались зразки з пережимами розмірами 85×35×40 мм. Для приготування легувальних покриттів використовували метали, феросплави та їх механічні суміші. Товщину легувального покриття змінювали від 3 до 7 мм. Стрижні з нанесеним покриттям протягом доби підсушували на повітрі, форму та стрижні прогрівали та збирали безпосередньо перед заливанням металу.

Як і під час використання феромарганцю, встановлено, що максимальну твердість має легований шар товщиною біля 8 мм, який утворюється після використання феротитану ФТі30А фракції 0315. Твердість легованого шару досягає 58 HRA, що вище в 1,5 рази в твердості основи металу.

Досліджено вплив феротитану ФТі30А фракцій 02, 0315 і 04 на процес утворення легованого шару та його твердість.

Для зносостійкого легувального покриття використовували як наповнювач високовуглецевий ферохром ФХ800А і низьковуглецевий – ФХ015А.

Зміна твердості легованого шару здійснюється за такими ж законами, як для ферохрому і титану. Різниця полягає тільки в тому, що ферохром ФХ800А має меншу температуру плавлення, тому більше розчиняється в рідкому металі основи і сприяє підвищенню твердості: для ФХ800А максимальна твердість складає 64 HRA, а для ФХ015А – 56 HRA, хоча для ФХ015 максимум твердості зсувається вправо у порівнянні з ФХ800А.

За результатами роботи можна зробити висновки, що для зносостійкого поверхневого легування доцільно використовувати порошки високовуглецевого феромарганцю, ферохрому, феротитану або їх суміші.

**Колибашкін С.О.¹, Верболоз І.М.¹, Шелягін В.Д.², Бернацький А.В.²,
Сіора О.В.²**

(¹КПІ ім. Ігоря Сікорського; ²ІЕЗ ім. Є.О. Патона, м. Київ)

**ЛАЗЕРНЕ ЗВАРЮВАННЯ БАГАТОКОМПОНЕНТНИХ ЖАРОМІЦ-
НИХ СПЛАВІВ НА ОСНОВІ СИСТЕМИ Nb-Ti-Al**

avb77@ukr.net

Використання багатокомпонентних сплавів дає змогу завдяки підвищеній ентропії змішування використовувати нові підходи до формування фазового складу сплавів. В результаті з'являється можливість збільшувати жароміцність, жаростійкість, термічну стабільність та зносостійкість сплавів.

Важливою вимогою для сплавів, що розробляються, є їх зварюваність. Вивчення особливостей впливу параметрів створення та кристалізації рідкої ванни при зварюванні лазерним променем на формування структури, фазового складу та механічних властивостей зварного шва сплавів на основі системи Nb-Ti-Al в залежності від легування їх Zr, Si, Mo, Cr необхідно для розробки методики зварювання цих сплавів із збереженням механічних властивостей сплаву. Склад сплавів має забезпечити створення жароміцних та жаростійких сплавів з низькою щільністю, з однієї сторони, та збереження механічних властивостей матеріалу у зварному шві, з іншого боку.

Відсутність надійних технологій з'єднання високоентропійних багатокомпонентних (із різним вмістом легувальних компонентів Al, Ti, Zr, Si, Mo) жароміцних сплавів на основі ніобію, стримує впровадження цих сплавів у промисловому секторі економіки. Зварювання їх ускладнено у зв'язку з утворенням під час остигання металу шва інтерметалідів, а також можливим утворенням гідридів, нітридів та оксидів, що окрихчують метал шва та околшовної зони. Дані щодо одержання нероз'ємних зварних з'єднань з високоентропійних жароміцних сплавів на основі ніобію, на даний момент мають обмежений характер. У зв'язку з цим актуальним є завдання створення наукових основ, обладнання і технологічних прийомів лазерного зварювання високоентропійних багатокомпонентних жароміцних сплавів на основі ніобію.

Авторами проведені дослідження зі зварювання високоентропійних жароміцних сплавів на основі ніобію лазерним випромінюванням. Зварювання виконували з використанням волоконного лазера моделі YLR-400-AC (фірми IPG, Німеччина) потужністю до 400 Вт. Використання такого концентрованого джерела нагрівання як лазерне випромінювання, дозволило мінімізувати розміри шва та околшовної зони, зменшити термічний вплив на матеріал основи, одержати задані структурні складові з необхідними властивостями, підвищити термічну стійкість структури шва та її відновлення після плавлення. Експериментальні дослідження проводили з використанням сплаву на основі системи Nb-Ti-Al з характеристиками: $\rho \leq 7 \text{ г/см}^3$; $\sigma_{0.2} \geq 500 \text{ МПа}$ при $1000 \text{ }^\circ\text{C}$. В результаті оптимізації значень параметрів технологічних режимів були одержані стикові зварні з'єднання з характеристиками міцності, близькими до основного матеріалу.

Одержані в ході виконання досліджень наукові результати будуть використані при розробці технологічних прийомів, які ляжуть в основу розробки промислових технологій лазерного зварювання зварних з'єднань із багатокомпонентних жароміцних сплавів на основі ніобію для виробів аерокосмічної техніки, хімічної промисловості та інших галузей промисловості. Під час виконання цих робіт вперше буде досліджено та проаналізовано поведінку зварювальної ванни та теплові процеси, що виникають при лазерному зварюванні багатокомпонентних сплавів, закономірності утворення фаз, стійкість структури та її відновлення. Вперше буде визначено особливості формування зварних з'єднань в залежності від різних факторів (умов нагрівання та охолодження, умов газового захисту, просторового положення тощо) при зварюванні лазерним випромінюванням багатокомпонентних жароміцних сплавів на основі ніобію.

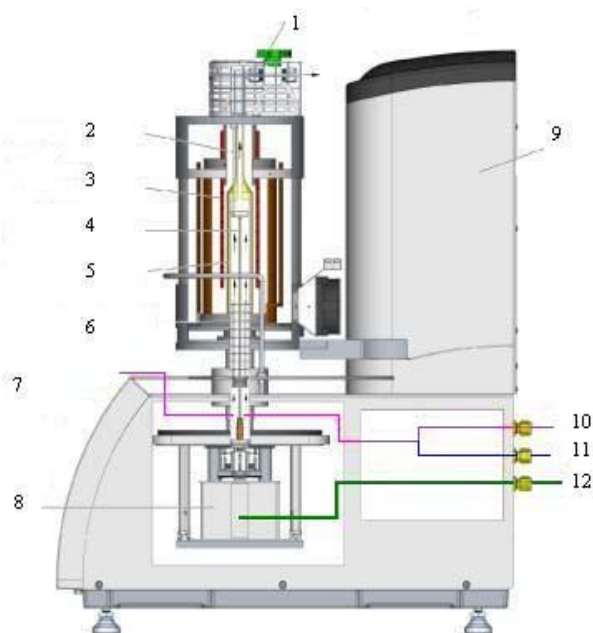
Кочешков А.С., Шульга Г.С., Тошева О.Ю.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

МЕТОДОЛОГІЯ ВИЗНАЧЕННЯ РЕЖИМІВ ПРОЖАРЮВАННЯ ФОРМ-МОНОЛІТІВ З ГІПСОКРЕМНЕЗЕМИСТИХ СУМІШЕЙ

При литті за моделями, що витоплюються, властивості виливків залежать від стабільності технологічних режимів на всіх етапах. Від характеристик формувальних сумішей залежить якість майбутніх виливків і можливе утворення в них різних дефектів: пригару, піщаних раковин і вкраплень, поруватості.

При нагріванні у суміші протікають різні реакції, які характеризуються екзотермічними чи ендотермічними ефектами. Теплові ефекти, що виникають в результаті хімічних перетворень, переважно супроводжуються зміною маси і об'єму речовин.



1 – клапан відведення газів; 2 – термопара;
3 – нагрівальний елемент; 4 – проботримач;
5 – захисна трубка; 6 – екрани від радіації;
7 – відвідна система; 8 – вагова система; 9 – відділ
прийому зразків; 10 – продувний 1; 11 – продув-
ний 2; 12 – захисний

Рис. 1. Схема дериватографа STA 449 F1 Jupiter

Метод термічного аналізу дає змогу просто та точно визначити поліморфні перетворення твердих речовин. Такі дослідження є досить важливими у зв'язку з тим, що деякі фізичні та хімічні властивості матеріалу можуть модифікуватися або повністю змінюватися внаслідок фазових перетворень.

Дериватографічний аналіз проводили на приладі STA 449 F1 Jupiter німецької фірми NETZSCH (рис. 1), який дає змогу одночасно визначати температуру матеріалу, зміну маси зразка (ТГ – термогравіметрична крива), а також зміну ентальпії (ДТА – крива диференційно-термічного аналізу) (рис. 2).

За допомогою даного приладу було проаналізовано термостійкість зразків гіпсових сумішей з різними добавками, реакції розкладання, фазові переходи, що дає змогу визначити режими прожарювання форм-монолітів.

Так при температурах 100...180 °С необхідно надати витримку для повного вилучення води, в інтервалі 375...420 °С також потрібна витримка для повільного протікання поліморфних перетворень. Далі наступна витримка при 860...910 °С – відбуваються реакції між твердими складовими, які проходять не по всій масі суміші, а лише на поверхні контакту речовин. Зокрема в цьому інтервалі температур має місце реакція поліморфного перетворення:



Хімічні реакції, які починаються між твердими частинками, в подальшому призводять до утворення рідких фаз. Тому, при збільшенні температури, має місце плавлення компонентів систем, що супроводжується ендоефектом.

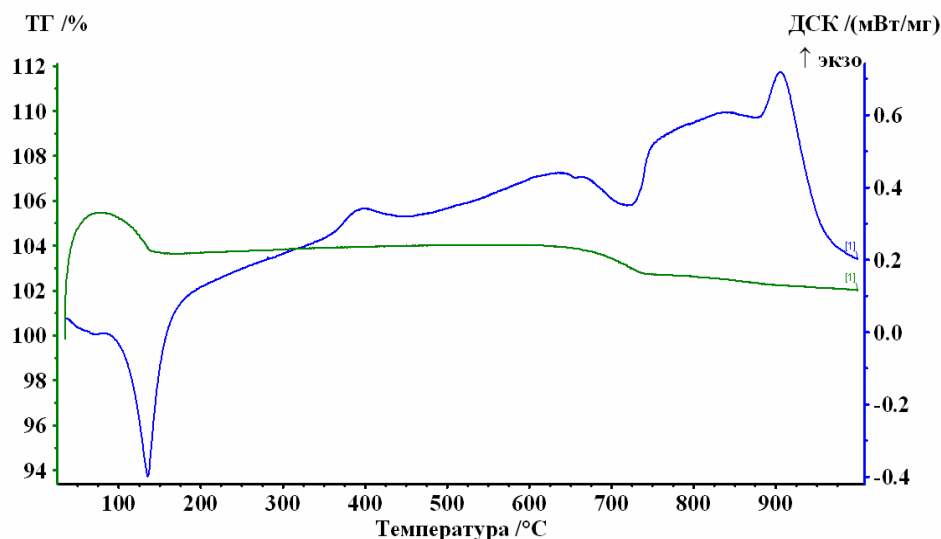


Рис. 2. Дериватограма системи гіпсова суміш – неорганічна добавка

Таким чином дериватографіметричний аналіз дає змогу обрати необхідний режим прожарювання ливарних гіпсокремнеземистих форм-монолітів.

Кравченко В.П., Токовая Е.В.

(ФТИМС НАН України; МНУЦИТС НАН и МОН Украины, г. Киев)

МАТЕМАТИЧЕСКИЕ МЕТОДЫ АНАЛИЗА ИЗМЕРИТЕЛЬНЫХ ДАННЫХ ДЛЯ РЕШЕНИЯ ЗАДАЧ МОНИТОРИНГА СОСТОЯНИЙ ЛИТЕЙНЫХ ПРОЦЕССОВ

metalcasting@ukr.net

Любое изменение качества металлического расплава сопровождается адекватным изменением формы термической кривой охлаждения. Измерения формы кривой охлаждения на участке затвердевания дают возможность оценивать показатели качества выплавки и последующей обработки расплава. Известно, что любую непрерывную функцию можно приблизить на конечном замкнутом интервале сколь угодно близко параболой n -го порядка, в связи с чем будем аппроксимировать отсчеты входного сигнала о величине температуры отливки некоторой параболой. В случае нелинейной аппроксимации цифровых отсчетов о зависимости температуры отливки от дискретных значений времени кривую охлаждения аппроксимируем полиномом второго порядка, требующего минимальных вычислительных затрат и выражение искомой параболы запишется $T(t) = a_0 t^2 + a_1 t + a_2$,

Параметры a_0, a_1, a_2 аппроксимации цифровых отсчетов о зависимости температуры отливки от дискретных значений времени находим методом наименьших квадратов, минимизируя сумму: $\sum_{k=1}^n [a_0 t_k^2 + a_1 t_k + a_2 - T_k]^2$.

Тогда, используя снятые экспериментально значения температур для известного дискретного ряда значений времени, находим коэффициенты a_0, a_1, a_2 и аналитическое выражение для функции охлаждения отливки.

По рассматриваемому алгоритму определяем аналитическое выражение для референтной, эталонной кривой теплового анализа охлаждения:

$$T^{\text{эм}}(t) = a_0 t^2 + a_1 t + a_2$$

и кривой текущего теплового анализа охлаждения:

$$T^{mk}(t) = b_0 t^2 + b_1 t + b_2 ,$$

где коэффициенты a_i, b_i определяются для соответствующих для каждого случая температурных измерений.

Насколько хорошо аппроксимируются и подобны эти две кривые теплового анализа охлаждения, будем определять по величине суммы абсолютных отклонений δ этих кривых:

$$\delta = \frac{|\sum_i [(a_0 - b_0)t_i^2 + (a_1 - b_1)t_i + (a_2 - b_2)]|}{n}$$

и суммы квадратов отклонений $\delta^2 = \sigma$ – средних квадратических ошибок значений функций, вычисленных для текущих и референтных, эталонных отсчетов о зависимости температуры отливки от дискретных значений времени:

$$\sigma = \sqrt{\frac{\sum_i [(a_0 - b_0)t_i^2 + (a_1 - b_1)t_i + (a_2 - b_2)]^2}{n}}$$

В этих выражениях величина n – количество сравниваемых точек на этих двух, эталонной и текущей, кривых охлаждения отливки.

Разность между кривыми, эталонной и текущей, теплового анализа охлаждения от температуры ликвидуса до конца эвтектического затвердевания, выражаем с помощью параметра Ψ , который определяем как сумму среднего абсолютного отклонения δ и средней квадратической ошибки σ , т. е.:

$$\Psi = \frac{|\sum_i [(a_0 - b_0)t_i^2 + (a_1 - b_1)t_i + (a_2 - b_2)]|}{n} + \sqrt{\frac{\sum_i [(a_0 - b_0)t_i^2 + (a_1 - b_1)t_i + (a_2 - b_2)]^2}{n}}$$

Таким образом, две тепловые кривые будут подобны, когда выражение Ψ будет малой величиной. Минимальное значение величины Ψ будет определять референтную кривую охлаждения в базе данных, которая будет наиболее близкой к кривой охлаждения текущего значения расплава с аналогичными свойствами. После того, как база данных кривых охлаждения и соответствующие индексы расплава будут установлены, качество расплава может быть оценено путем сравнения зон кривых охлаждения. Качество неизвестных расплавов может быть определено путем сравнения с расплавом в базе данных, когда форма эталонной кривой охлаждения в зоне охлаждения будет близка к форме кривой охлаждения для неизвестного расплава.

Кругляк Д.С.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ЖАРОСТІЙКЕ ПОВЕРХНЕВЕ ЛЕГУВАННЯ

lagmix@gmail.com

Одним із напрямків розвитку машинобудування на сучасному етапі є збільшення довговічності служіння машин і механізмів, особливо в складних умовах експлуатації.

Підвищення довговічності і експлуатаційної надійності деталей може досягатися керуванням процесу структуроутворення поверхневого шару, оскільки зношення та пошкодження литих деталей починається, переважно, з поверхні.

Існуючі методи, що направлені на підвищення стійкості зношуваних поверхонь деталей, не завжди дозволяють вирішити цю проблему економічно і технологічно шляхом використання таких технологій для виготовлення широкого кола машинобудівних деталей, які працюють в умовах високих зносу або температур. Литі деталі устаткування, яке

використовується в теплоенергетиці, гірничодобувній промисловості, металургії та інших галузях, виготовляються із спеціальних сплавів, що вмістять в своєму складі значну кількість таких дорогих і дефіцитних елементів як хром, нікель, вольфрам, молібден, титан, мідь, марганець та ін.

Більшість деталей виготовляють з використанням із литих заготовок, тобто виливків, довговічність яких значною мірою визначає надійність машини і її продуктивність. Для високої поверхневої міцності і зносостійкості литих деталей в машинобудуванні використовують різні види термохімічного оброблення, електрохімічні покриття і спеціальні наплавки. Перші методи призводять до утворення зміцненого поверхневого шару з товщиною 0,1...0,5 мм, тому їх використовують тільки після точного механічного оброблення (шліфування) деталі. Наплавленням на поверхні деталі можна отримати шар будь-якої товщини, проте цей процес трудомісткий, крім того на деяких поверхнях деталей наплавлення здійснити практично неможливо. Багато деталей піддаються високим питомим тискам спільно з підвищеним зношуванням, тому товщина зміцненого шару в 0,1...0,5 мм, для них недостатня. У цих випадках литі заготовки для таких деталей виготовляють із легованих сталей шляхом об'ємного їх легування.

Поверхеве легування є широко використовуваним методом в промисловості для поліпшення поверхневих властивостей металів і сплавів. Воно передбачає введення легувальних добавок тільки в верхній шар металу.

Важливою задачею для виготовлення якісних жаростійких покриттів на виливках із сталей є вибір оптимального співвідношення основних компонентів, які сприяли б підвищенню окислостійкості.

Метою роботи є підвищення зносостійкості деталей машин комплексним дифузійним насиченням поверхневого шару деталей у процесі лиття.

Для підвищення жаростійкості використовували алюмінієвий порошок і високовуглецевий ферохром (який має порівняно низьку температуру плавлення) марок ФХ650А і ФХ800, фракцій 04 і 063.

Дослідження процесів зносостійкого поверхневого легування здійснювали з використанням окремих феросплавів, до складу яких входять карбідотворювальні елементи, та їх сумішей.

В цих дослідках використовували порівняно дрібнодисперсійний (фракція < 0,2 мм) низьковуглецевий ФМн1,5 та високовуглецевий ФМн78А феромарганці приблизно з однаковим вмістом марганцю.

Дещо гірші результати одержано при використанні чистого марганцю Мн965 і найменша товщина легованого шару має місце при використанні низьковуглецевого феромарганцю ФМн1,5.

Виготовлення деталей таким методом призводить до скорочення витрат дорогих і дефіцитних легувальних елементів.

Кулініч А.А., Онопрієнко О.О., Тігаренко А.О., Небога Д. В., Лубський-Бегунов А.О.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

МАТЕМАТИЧНА МОДЕЛЬ ВПЛИВУ РОЗМІРУ ЗЕРНА НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВУ АМг6л

Для ливарних сплавів системи Al–Mg головною характеристикою макроструктури є середній розмір зерна алюмінієвого твердого розчину.

Існуючі математичні моделі залежності механічних властивостей від параметрів структури для подвійних і деяких промислових сплавів системи Al–Mg мають високу відносну похибку.

Для визначення математичного зв'язку з більш низькою відносною похибкою та більш точного встановлення ступеню впливу основного параметра макроструктури на рі-

вень механічних властивостей промислового сплаву АМгбл, було проведено експериментальні та теоретичні дослідження по встановленню впливу середнього розміру зерна на рівень тимчасового опору розриву, межі плинності та відносного видовження.

Для встановлення наявності або відсутності лінійної залежності між змінними D і $\sigma_B(\sigma_{0,2}, \delta)$ розраховували парний коефіцієнт кореляції Пірсона – R (табл. 1).

Ступінь лінійного зв'язку (або значущість коефіцієнта кореляції) оцінювали порівнюючи розрахунковий коефіцієнт кореляції Пірсона (R) з його теоретичним значенням (R_t), яке визначається довірчою ймовірністю та ступенем свободи. При виконанні умови $|R| > |R_t|$ вважається, що коефіцієнт кореляції є значущим і залежність між двома змінними є лінійною, в протилежному випадку лінійна залежність відсутня. Встановлено, що для сплаву АМгбл залежність між розміром зерна та рівнем механічних властивостей не є лінійною. Для встановлення наявності нелінійної залежності типу моделі Холла-Петча

$y = A + \frac{B}{\sqrt{D}}$ між змінними D і $\sigma_B(\sigma_{0,2}, \delta)$ розраховували парний коефіцієнт кореляції Пірсона (R) після проведення лінеаризувального перетворення ($X = \frac{1}{\sqrt{D}}$).

З даних, наведених в табл. 1, видно, що залежність між змінними D і $\sigma_B(\sigma_{0,2}, \delta)$ відповідає умові $|R| > |R_t|$, тобто дані залежності можна описати моделлю Холла-Петча.

Використовуючи метод регресійного аналізу (метод найменших квадратів), з використанням ПЕОМ, було побудовано математичні моделі, які описують кількісні залежності між змінними D і $\sigma_B(\sigma_{0,2}, \delta)$. Розраховані коефіцієнти математичних моделей A і B наведено в табл. 2.

Таблиця 1 – Коефіцієнти парної кореляції між механічними властивостями і розміром зерна сплаву АМгбл після лиття для лінеаризованої моделі Холла-Петча

Властивість	Коефіцієнт кореляції при характеристиці структури	
	D	
	розрахунковий R	табличний R_t
σ_b	0,912	0,798
$\sigma_{0,2}$	0,886	
δ	0,839	

Примітка: Довірча ймовірність $P = 0,99$.

Точність розрахунків (адекватність) побудованих математичних моделей залежності механічних властивостей від розміру зерна сплаву АМгбл після лиття встановлювали аналізуючи різницю залишків, які є функцією різниці експериментальних і розрахункових значень властивостей даного сплаву:

$$\frac{(\sigma_{B\text{екс}} - \sigma_{B\text{роз}})}{\sigma_{B\text{екс}}} \times 100\%$$

Таблиця 2 – Коефіцієнти нелінійної моделі залежності механічних властивостей від розміру зерна сплаву АМгбл після лиття для лінеаризованої моделі Холла-Петча

Властивість	Коефіцієнти моделі	
	A	B
y		
σ_B	174,24	894,95
$\sigma_{0,2}$	100,40	348,16
δ	3,60	41,33

Максимальна різниця залишків для моделі $D-\sigma_B$ становить 6%. Для моделі $D-\sigma_{0,2}$ максимальна різниця залишків становить 5%, а для моделі $D-\delta$ – 14%.

Аналіз побудованих моделей $D-\sigma_B$ ($\sigma_{0,2}$, δ) дозволяє зробити висновки, що при по-
дрібненні розміру зерна з 620...500 до 150...100 мкм. рівень σ_B зростає на 40...60 МПа (на
20...25%), рівень $\sigma_{0,2}$ зростає на 15...22 МПа (на 15...20%), а рівень δ зростає на
1,5...3,0 одиниці (на 30...50%).

Таким чином, на основі аналізу побудованих математичних моделей встановлено
ступінь впливу середнього розміру зерна на рівень механічних властивостей промислово-
го сплаву АМг6л. Зменшення середнього розміру зерна даного сплаву особливо суттєво
впливає на підвищення рівня відносного видовження.

Кустов В.В., Богаченко О.М., Присяжнюк П.М.
(Івано-Франківський НТУ нафти і газу, м. Івано-Франківськ)
РОЗРОБЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЇ ВІБРОЕЛЕКТРОІСКРОВОГО
ЛЕГУВАННЯ НІКЕЛЕМ ГРАНУЛ РЕЛІТУ
v.v.kustov@ukr.net

У різних галузях видобувної промисловості для буріння різноманітних свердловин
досить широко використовують шарошкові долота. Внаслідок інтенсивного контакту по-
родоруйнівних елементів (наприклад, зубців), якими оснащено долото, проходить їх абра-
зивне зношування, що призводить до втрати швидкості та, відповідно, до зниження про-
дуктивності процесу буріння.

З метою збільшення стійкості породоруйнівного озброєння проти абразивного
зношування застосовують його об'ємне відцентрове армування або поверхнєве наплав-
лення гранулами реліту (карбіду вольфраму) [1]. В ході таких процесів гранули реліту пе-
реміщуються в рідкій сталі, при цьому проходить їх змочування і часткове розчинення.
Внаслідок цього утворюється перехідна зона – металозв'язка, яка насичена хімічними
сполуками складних карбідів Fe_3WC і Fe_4W_2C , які зменшують міцність зчеплення гранул
реліту з основою. Крім того металозв'язка характеризується підвищеним вмістом вугле-
цю, що дифундує в неї з карбіду вольфраму (реліту), а при охолодженні переходить у гра-
фіт, що має підвищену крихкість. Також треба враховувати і той фактор, що при введенні
реліту в розтоплений метал в гранулах реліту утворюються тріщини, внаслідок різкої змі-
ни температури. Дана обставина сприяє викришуванню гранул.

Для уникнення вказаних негативних явищ, що відбуваються із гранулами реліту,
використовують легування їх поверхні нікелем. Матеріал цього захисно-легувального по-
криття підібраний таким чином, що по відношенню до твердого сплаву він є нейтральним
і не утворює з ним складних карбідів, а також перешкоджає виділенню вільного вуглецю.
Нами запропоновано метод захисту гранул реліту від розчинення, який базується на віб-
роелектроіскровому легуванні (ВЕІЛ) нікелем, що захищений патентом [2]. Для впрова-
дження даного методу у виробництво розроблено технологічний процес, який містить такі
основні операції:

- 1) термічну – просушування гранул карбіду вольфраму в муфельній печі за темпе-
ратури 200...250 °С протягом 1,5...2 годин;
- 2) віброелектроіскрову – легування нікелем гранул карбіду вольфраму на модерні-
зований установці для віброелектроіскрового легування (ВЕІЛ) (товщина легованого шару
0,05...0,1 мм);
- 3) контрольну – контроль товщини та якості нікелевого покриття на гранулах кар-
біду вольфраму.

Для нанесення нікелевого шару на поверхню гранул реліту ВЕІЛ їх завантажували
в контейнер, футерований нікелем. В середовище гранул занурювали циліндричний ніке-
левий електрод. Від джерела живлення на контейнер та електрод подавали напругу по-

стійного електричного струму. Контейнер приводили у коливальний рух. За рахунок виникнення електричних розрядів між нікелевим електродом та гранулами реліту, на поверхні останніх формуються шари покриття з нікелю.

Результати випробовувань відцентровоармованих, а також наплавлених породо-руйнівних елементів бурового долота з використанням гранул реліту, покритих нікелем, показали збільшення їх зносостійкості відповідно: для відцентровоармованих елементів в 1,3 рази, наплавлених елементів в 1,21 рази.

Література:

1. Бугай Ю. Н. Центробежноармированный породоразрушающий буровой инструмент / Ю. Н. Бугай, И. В. Воробьев. – Львов: Вища школа. Изд-во при Львов. ун-те, 1989. – 208 с.

2. Пат. 67165 Україна, МПК B05D3/14. Спосіб підготовки поверхні деталей перед газотермічним напиленням покриттів / В. В. Кустов, Л. Я. Роп'як, А. К. Смаглюк. Заявник і патентовласник: Кустов В. В. u201107081; заявл. 06.06.11, опубл. 10.02.12, Бюл. № 3.

Кущерева А.С., Лютий Р.В.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ПРОЦЕС РЕГЕНЕРАЦІЇ І ОСВІЖЕННЯ ВІДПРАЦЬОВАНОЇ ЛАБОРАТОРНОЇ ФОРМУВАЛЬНОЇ СУМІШІ

Процес лиття у піщано-глинясті форми є найпоширенішим у світі. Для виготовлення сирих форм використовують як зв'язувальний компонент бентонітову глину, а для сухих, як правило, – каолінову або полімінеральну.

Піщано-глинясті суміші можуть використовуватись багаторазово. З огляду на це, існує умовний розподіл їх за можливістю повторного застосування, який наведено нижче.

Оборотна суміш – це формувальна (стрижнева) суміш, яка після вибивання форми використовується як наповнювач для приготування нової суміші.

Відпрацьована суміш – та, яка після вибивання форми не може бути використана повторно і вивозиться у відвали.

Регенерат – це оборотна суміш, яка пройшла ряд послідовних операцій очищення (регенерацію). За мінералогічним і гранулометричним складом регенерат наближений до формувального піску.

Об'єктом дослідження є суміш із ливарної лабораторії, яка використовується вже багато років і наразі має незадовільні показники по усім основним властивостям.

Метою роботи є проведення регенерації піщано-глинястої лабораторної суміші до забезпечення рівня фізико-механічних і технологічних властивостей, достатнього для отримання якісних виливків із алюмінієвих, мідних і залізвуглецевих сплавів.

Існує декілька способів регенерації суміші – механічна, пневматична, гідравлічна та термічна. Аналіз названих процесів показав, що для очищення цієї суміші найкращим і найпростішим способом є гідравлічна (мокра) регенерація. Теоретично таким способом можна у незначний термін обробити усю суміш.

Регенерацію проводили наступним чином: відбирали пробу суміші масою 1...1,5 кг, заливали проточною водою і ретельно перемішували, забруднену воду зливали (операцію повторювали 3...4 рази), висушували суміш. Отриману очищену оборотну суміш використано як основний наповнювач для приготування регенованих сумішей. Зважаючи, що під час мокрої регенерації суміш втратила майже усю активну та неактивну глину, було передбачено додавання свіжої бентонітової глини у кількості від 5 до 10%. Крім цього, додано 20% свіжого кварцового піску.

Проведено визначення властивостей суміші у сирому та у сухому стані. Результати представлено у табл. 1.

Таблиця 1 – Властивості лабораторної суміші до і після мокрої регенерації

Властивості	Суміш до регенерації	Суміш після регенерації
У сирому стані		
Міцність, кПа	49	99
Газопроникність, од	73	225
Обсипаємість, %	0,3	0,9
Ущільнювальність, %	43	39
Формувальність, %	62	50
Вологість, %	6,2	2,2
Текучість, %	32	33
У сухому стані		
Міцність, кПа	550	810
Газопроникність, од	139	284
Обсипаємість, %	1,3	6,3

Запропонований в роботі метод регенерації націлений на відновлення властивостей відпрацьованої суміші з мінімальним освіженням її глиною та піском, що є економічно вигідно для лабораторій та підприємств.

У результаті міцність при стисканні у сирому стані збільшилась у 2 рази, причому цей результат досягнуто при зниженій вологості (менше 3%), а також значно підвищилась газопроникність, що є досить важливим для покращення якості виливків. У сухому стані також спостерігається підвищення міцності і газопроникності.

Лисюк Р.О.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

МОДЕЛЮВАННЯ ЕЛЕКТРИЧНОГО ОПОРУ ШЛАКОВОЇ ВАННИ

ЕШТП

roman.lisiuk@gmail.com

Різні сфери застосування комп'ютерних моделей висувають різні вимоги до надійності одержуваних з їх допомогою результатів. Для моделювання будівель і деталей літаків потрібна висока точність і ступінь достовірності, тоді як моделі еволюції міст і соціально-економічних систем використовуються для отримання наближених або якісних результатів. Електричне поле шлакової ванни ЕШТП має складну конфігурацію, яка залежить від розмірів і розташування витратних електродів, питомого електричного опору шлаку неізотермічної шлакової ванни різного хімічного складу, наявності шлакового гарнісажу та інших факторів [1].

Активний електричний опір шлакової ванни як нелінійного струмоприймача визначають з урахуванням прийнятих симплексів геометричних параметрів.

$$R_{\text{шл}} = (k_1 \cdot \epsilon \cdot k_2 (k_3 (k_4 (\rho_{\text{шл}}) / D_{\text{шл}})) \quad (1)$$

Формула (1), яка використовується в комп'ютерній програмі «Імітаційна модель ЕШТП 1.0», дає значну помилку розрахунку електричного опору шлакової ванни ЕШТП через наступні причини:

- формула використовується для розрахунку електричного опору шлакової ванни ЕШП круглого перерізу і не враховує складну конфігурацію тигля ЕШТП, який, зазвичай, футерується цеглою і тому має не круглий переріз, а скоріше переріз паралелограма без кутів;
- формулу було розроблено для процесу електрошлакового переплаву в кристалізатор, і тому вона враховує не тільки струм, який замикається через поверхню розділу шлак-

метал, але й струм, який замикається через поверхню шлак-кристалізатор. В електрошлаковій тигельній плавці електричний струм має можливість замикатися тільки через поверхню шлак-метал;

– як відомо, в процесі переплаву торець електроду, що плавиться, утворює форму конуса, що може призвести до зміни електричного опору шлакової ванни. Дані зміни в формулі (1) не відображені зовсім.

Таким чином, виникає гостра необхідність у створенні абсолютно нової математичної моделі залежності електричного опору шлакової ванни печей ЕШТП в залежності від параметрів шлакової ванни та електроду, яка виправляла б усі зазначені недоліки.

Замість формули (1), в якій використовуються чотири різних поправочних коефіцієнти, для розрахунку електричного опору шлакової ванни пропонується використовувати формулу, яка включає в себе коефіцієнт конфігурації тигля, який залежить від діаметру електроду, висоти його оплавленої частини та поточного розташування в тиглі.

Коефіцієнт конфігурації тигля являє собою функцію, яка залежить від декількох аргументів.

Висновки. Для отримання математичної моделі залежності коефіцієнта конфігурації тигля ЕШТП від вказаних вище параметрів шлакової системи, необхідно провести серію експериментів з різними значеннями аргументів. Вимірюючи електричний опір шлакової ванни при цих значеннях і, знаючи питомий електричний опір рідкого шлаку, за формулою (2) можна розрахувати для цих значень коефіцієнт конфігурації тигля. Маючи набір таких даних, за допомогою регресійного аналізу можна побудувати математичну модель залежності (3) і використовувати її в майбутньому для проведення розрахунків параметрів печей ЕШТП або в комп'ютерному моделюванні.

Література:

1. Егоров А. В. Расчет мощности и параметров электроплавильных печей: Учебное пособие для вузов [Текст] / А. В. Егоров. – М.: МИСИС, 2000. – 272 с.

Лобачова Г.Г., Іващенко Є.В.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)
СТВОРЕННЯ ФУНКЦІОНАЛЬНИХ ЕЛЕКТРОІСКРОВИХ
ПОКРИТТІВ НА СПЛАВАХ ЗАЛІЗА
lgg22@ukr.net

Підвищення надійності та подовження строку експлуатації деталей машин та інструменту є важливим завданням, поставленим перед матеріалознавцями. Таку проблему можна розв'язати шляхом зміцнення робочої частини виробів за рахунок нанесення функціональних покриттів. Ефективним та перспективним методом у цьому сенсі є електроіскрове легування (ЕІЛ), яке дозволяє створювати локальні леговані шари з високою адгезією до основи на будь-яких струмопровідних матеріалах та швидко відновлювати розміри амортизованих деталей. ЕІЛ здійснюється на малогабаритному транспортабельному обладнанні, не потребує значних витрат дорогих матеріалів, оскільки покриття можна наносити на дешеву основу.

Зазвичай ЕІЛ здійснюється компактованими електродами з твердих сплавів, які мають незначну ерозію за низьких енергетичних параметрів обробки, що знижує ефективність формування покриття. Зважаючи на це, альтернативою може бути пошарове нанесення чистих перехідних металів (ерозія яких значно вищою за твердосплави). Такі багатоконпонентні покриття мають широку область розчинності, неоднорідність хімічного складу та властивостей, що надає їм конкурентоспроможності в плані функціональності з покриттями, одержаними під час ЕІЛ компактованими анодами.

Інформація про пошарове створення покриттів в літературі зустрічається нечасто та стосується нанесення подвійних систем, інтерметалідів або евтектичних композицій.

Метою даної роботи є дослідження структури, фазового складу та властивостей (мікротвердість, зносостійкість) покриттів, створених на технічному залізі під час ЕІЛ у послідовностях Zr-C-Zr, Ti-C-Ti, Cr-C-Cr.

Мікроструктурний аналіз поверхневих ділянок заліза після обробки свідчить про утворення суцільних покриттів. Меж між послідовно нанесеними шарами не спостерігається, що свідчить про інтенсивне перемішування матеріалів легувальних електродів на кожній стадії обробки.

Рентгенівським аналізом у легованих шарах зафіксовано фази: α -Fe, γ -Fe, Cr_7C_3 , Cr_2O_3 (після ЕІЛ за схемою Cr-C-Cr); Fe_2Ti , TiC, TiO_2 , α -Fe, α -Ti (після ЕІЛ за схемою Ti-C-Ti); γ -Fe, ZrC, ZrO_2 , FeZr_2 (після ЕІЛ за схемою Zr-C-Zr). Рефлекси залишкового аустеніту свідчать про інтенсивне насичення заліза вуглецем та проходження процесів гартування при надшвидкому охолодженні.

Встановлено, що після ЕІЛ за схемами Ti-C-Ti та Zr-C-Zr покриття мають більшу мікротвердість (9,5...10 ГПа), ніж після ЕІЛ Cr-C-Cr (7,3 ГПа), що пов'язано з більшою розчинністю вуглецю у Ti та Zr у порівнянні з Cr. Для усіх зразків максимальне значення мікротвердості спостерігається у середній частині покриття, що можна пояснити наявністю найбільшої кількості карбідів Zr, Ti, Cr в цій ділянці, що утворюється на стадії ЕІЛ графітовим анодом.

Виявлено, що зносостійкість поверхні заліза після всіх процесів ЕІЛ зростає у порівнянні з вихідним необробленим зразком: у 8,05 разів (з нанесеним Ti-C-Ti-покриттям); у 9,32 разів (з нанесеним Zr-C-Zr-покриттям); у 14,75 разів (з нанесеним Cr-C-Cr-покриттям). Зносостійкість оцінювалася гравіметричним методом в умовах сухого тертя-ковзання за схемою "площина по площині" впродовж 10 годин випробувань (контртіло – сталь Р6М5).

Отже, проміжна стадія легування графітом під час послідовного ЕІЛ перехідними металами сприяє формуванню на поверхні заліза покриттів збагачених карбідними фазами, що приводить до зростання мікротвердості покриття до 7...10 ГПа та підвищення зносостійкості у 8...14,75 разів.

Лук'яненко О.Г., Федірко, В.М., Труш В.С.

(Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України, м. Львів)

ВПЛИВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ В ГАЗОВОМУ СЕРЕДОВИЩІ НА ТВЕРДІСТЬ ПОВЕРХНІ ТВЕЛЬНИХ ТРУБОК ЗІ СПЛАВУ Zr-1%Nb

Вступ. Завдяки поєднанню унікальних фізико-механічних властивостей з низьким перерізом поглинання теплових нейтронів, цирконій та його сплави широко застосовують в ядерній техніці. Разом із тим існують чинники, які істотно впливають на їхні функціональні властивості, зокрема – кисень та азот.

Тому, **мета роботи** – встановити вплив хіміко-термічної обробки у контрольованому кисень- та азотовмісному газовому середовищі на твердість поверхні та розмір зміцненого приповерхневого шару ТВЕЛЬНИХ трубок.

Методика та матеріали досліджень. Для досліджень використано зразки-кільця, які вирізані із ТВЕЛЬНОЇ трубки з цирконієвого сплаву Zr-1%Nb українського виробництва. Термічну обробку сплавів цирконію виконували на лабораторному обладнанні в контрольованому кисень- та азотовмісному газовому середовищі за різних режимів (табл. 1). У результаті обробки одержували зміцнений приповерхневий шар металу з різною твердістю поверхні HV та різним розміром зміцненої зони l . Мікротвердість визначали за навантаження 50 г.

Таблиця 1 – Режими хіміко-термічної обробки зразків з цирконієвого сплаву Zr-1%Nb

Режими ХТО	Умовне позначення	Режими ХТО	Умовне позначення	Режими ХТО	Умовне позначення
<i>P1</i> – $T=650^{\circ}\text{C}$, $P=1,3 \cdot 10^{-1}$ Па		<i>P2</i> – $T=750^{\circ}\text{C}$, $P=1,3 \cdot 10^{-1}$ Па		<i>A</i> – $T=650^{\circ}\text{C}$, $P_{\text{N}_2}=1 \cdot 10^5$ Па	
$\tau=3$ год	<i>P1-3</i>				
$\tau=5$ год	<i>P1-5</i>	$\tau=5$ год	<i>P2-5</i>	$\tau=5$ год	<i>A-5</i>
$\tau=10$ год	<i>P1-10</i>	$\tau=10$ год	<i>P2-10</i>	$\tau=10$ год	<i>A-10</i>
$\tau=20$ год	<i>P1-20</i>	$\tau=20$ год	<i>P2-20</i>	$\tau=20$ год	<i>A-20</i>

Результати та їх обговорення. За термічної обробки в кисневмісному газовому середовищі твердість поверхні зразків-кілець у часі змінюється за наближеним до лінійного законом (рис. 1, кр. 1, 2). За обробки в азотовмісному газовому середовищі твердість поверхні зразків-кілець змінюється за наближеною до параболічної залежності (рис. 1, кр. 3).

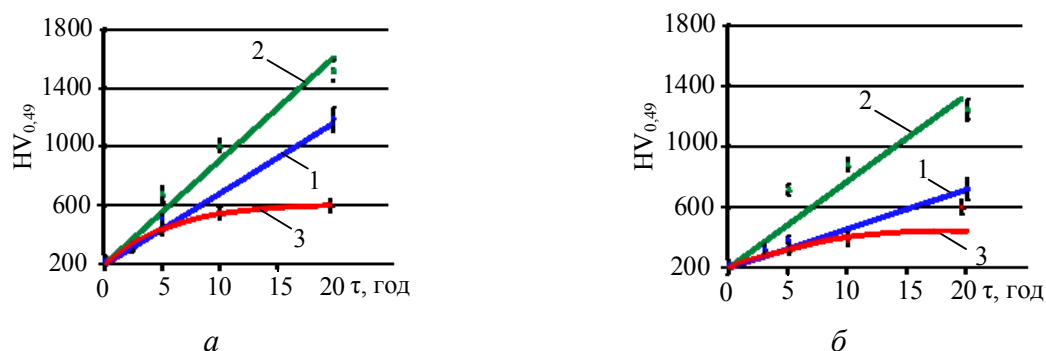


Рис. 1. Зміна твердості зовнішньої (а) та внутрішньої (б) поверхонь зразків-кілець після обробки режимами: ***P1*** – 1, ***P2*** – 2, ***A*** – 3

Окрім цього, відмічається різниця у швидкості росту зміцненого шару із зовнішньої та внутрішньої сторони стінки зразка-кілець незалежно від технологічного газового середовища (рис. 2).

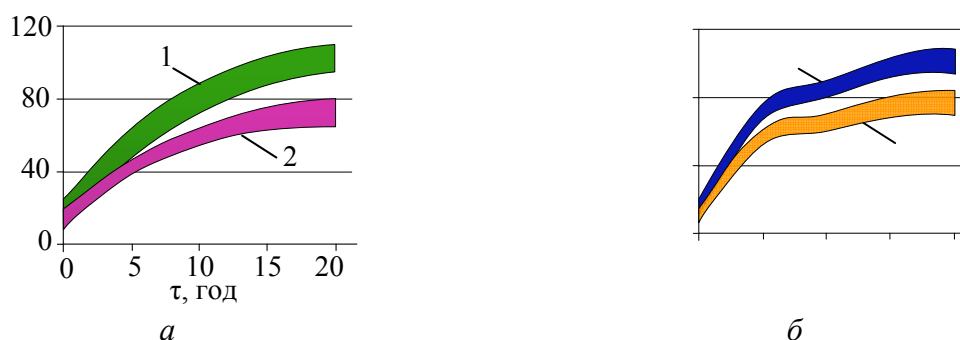


Рис. 2. Зміна розміру зміцненого шару на зовнішній поверхні (1) та внутрішній поверхні (2) зразків-кілець після обробки за режимами: а – ***P1***; б – ***A***

Висновки. Показано вплив термічної обробки в контрольованому кисне- та азотовмісному газовому середовищі на зміну твердості поверхонь ТВЕЛЬних трубок зі сплаву Zr-1%Nb. Важливим результатом роботи є кінетика зміни розміру зміцненого приповерхневого шару внутрішньої та зовнішньої поверхонь ТВЕЛЬних трубок після обробки в газових середовищах.

Малинов В.Л.

(ПІИ ООО «Бюро Веритас Україна», г. Мариуполь)

**НОВЫЕ ПОРОШКОВЫЕ ЛЕНТЫ ДЛЯ НАПЛАВКИ ДЕТАЛЕЙ,
РАБОТАЮЩИХ В УСЛОВИЯХ АБРАЗИВНОГО И УДАРНО-
АБРАЗИВНОГО ИЗНАШИВАНИЯ**

malinov.v.l@gmail.com

Материалы, применяемые для наплавки деталей, работающих в условиях ударно-абразивного износа, существенно отличаются по типу и степени легирования, а дорогие легирующие элементы зачастую используются неэффективно. Целью работы являлось исследование твердости, технологической прочности, абразивной и ударно-абразивной износостойкости наплавленного металла на основе Fe-Cr-Mn-C и Fe-Cr-Mn-Nb. Состав шихты порошковых лент рассчитывался таким образом, чтобы обеспечить варьирование в наплавленном металле содержания легирующих элементов в следующих пределах: углерода 1,8...3,2%, хрома 13...20%, марганца 6...8% и ниобия 0...2%. Абразивную износостойкость определяли в соответствии с методикой стандарта ASTM G-65. Между поверхностью резинового диска, вращающегося со скоростью 200 об/мин, и прижимаемого к нему с нагрузкой опытного образца, подавался кварцевый песок, частицы которого захватывались диском и изнашивали образец.

При испытаниях ударно-абразивной износостойкости опытные образцы закреплялись на внутренней поверхности полого барабана Ø0,3 м. Перед испытанием емкость барабана на 25% объема загружалась кусками абразивных корундовых кругов и стальными шарами Ø30...40 мм, которые составляли 15% в объеме загрузки. Скорость вращения барабана составляла 46 об/мин. Время испытания – 6 часов, с заменой абразива через каждые 2 часа.

Технологическую прочность наплавленного металла оценивали количеством трещин, образовавшихся на длине 250 мм при наплавке опытных образцов.

Структура наплавленного металла в зависимости от степени легирования являлась доэвтектической, эвтектической или заэвтектической. Металлическая основа во всех случаях представляла метастабильный аустенит. При легировании ниобием в ней также имелись дисперсные карбиды NbC. Установлено, что по мере увеличения содержания в наплавленном металле углерода твердость и абразивная износостойкость возрастают, а ударно-абразивная износостойкость и технологическая прочность снижаются. Трещины в количестве от 1 до 5 имелись во всех составах наплавленного металла на Fe-Cr-Mn-C основе без ниобия. Увеличение содержания марганца от 6 до 8% снижает абразивную и повышает ударно-абразивную износостойкость. При этом повышается технологическая прочность. Так, например, в наплавленном металле, содержащем 1,8% С и 13% Cr, количество трещин уменьшается с 2 до 1. Дополнительное легирование ниобием повышает твердость, абразивную, ударно-абразивную износостойкость и технологическую прочность наплавленного металла. В наплавленном металле, содержащем 1,8% С и 13% Cr, 8% Mn при легировании 1% Nb трещины отсутствовали. В исследованном диапазоне содержания легирующих элементов влияние хрома на структуру наплавленного металла обусловлено смещением влево точки предельной растворимости углерода в аустените. В наплавленном металле, содержащем 2,4% С, 6% Mn, 2% Nb, увеличение содержания от 13 до 20% Cr привело к переходу от доэвтектической к заэвтектической структуре. При этом абразивная износостойкость возросла, а ударно-абразивная - снизилась. В обоих случаях трещины в наплавленном металле отсутствовали. В наплавленном металле, содержащем 20% Cr, 6% Mn, 2% Nb, при увеличении содержания от 2,4 до 3,3% С абразивная износостойкость еще более возрастает, ударно-абразивная износостойкость снижается, а количество трещин составляет 2. Для деталей, работающих в условиях умеренной ударной нагрузки, разработана порошковая лента, обеспечивающая получение наплавленного металла, по износостойкости в 2 раза превосходящего металл, наплавленный лентой ПЛ-Нп-300Х25С4Н2Г2.

Малинов Л.С., Бурова Д.В., Малышева И.Е.

(ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)

**ПОВЫШЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И
ИЗНОСОСТОЙКОСТИ СТРОИТЕЛЬНЫХ СТАЛЕЙ ДО УРОВНЯ,
ПОЗВОЛЯЮЩЕГО ИСПОЛЬЗОВАТЬ ИХ ПО НОВОМУ
НАЗНАЧЕНИЮ**

leonid-malinov@yandex.ru

Обычно строительные стали применяют в горячекатаном, нормализованном, улучшенном состоянии, а также после контролируемой прокатки. Это обусловлено необходимостью обеспечить в них высокую пластичность и ударную вязкость. Поскольку они применяются для сварных конструкций, образование мартенсита в них считается крайне нежелательным.

Однако может быть рассмотрена возможность использования строительных сталей для деталей небольшого сечения, изготавливаемых в настоящее время из листовых среднеуглеродистых улучшаемых сталей. Улучшение предусматривает закалку из аустенитной области и высокий отпуск. При закалке среднеуглеродистых низколегированных сталей в качестве охлаждающей среды зачастую используется дорогое и неэкологичное масло. В работе ставилась задача на строительных сталях 09Г2С, ЕНЗ6 и 10Г2ФБ изучить возможность после закалки в воде из аустенитной области и межкритического интервала температур (МКИТ) без последующего отпуска получить комплекс механических свойств, соответствующих среднеуглеродистым сталям после улучшения.

В работе проводились металлографические рентгеновские исследования, определялись механические свойства и абразивная износостойкость.

Были выбраны следующие температуры нагрева под закалку в МКИТ: 760, 800 и 840, 920 °С (выдержка составляла 2 мин/мм).

С повышением температуры нагрева под закалку в МКИТ, особенно после перехода в аустенитную область, прочностные характеристики увеличиваются, а пластичность и ударная вязкость снижаются. Это объясняется увеличением количества аустенита в структуре сталей при нагреве до все более высоких температур и, соответственно, мартенсита после закалки, несмотря на уменьшающуюся в нем концентрацию углерода. Хорошее сочетание механических свойств у всех исследованных сталей получено после закалки из МКИТ с температуры 840° С. Прочностные свойства несколько ниже, чем после закалки из аустенитной области, но пластичность и ударная вязкость выше.

Уровень механических свойств у всех исследованных строительных сталей после закалки из МКИТ (840° С) был не ниже, чем у среднеуглеродистых после закалки из аустенитной области и отпуска при 550...600° С ($\sigma_{0,2} = 750...950$ МПа, $\sigma_B = 900...1100$ МПа, $\delta = 10...12$ %, $\psi = 45...55$ %, $KCU = 0,5...1,0$ МДж/м²). Это показывает возможность применения строительных сталей по новому назначению, а именно: в ряде случаев для деталей небольшого сечения, изготавливаемых из листовых среднеуглеродистых сталей. Такая замена стали 45 была реализована применением вместо нее стали 09Г2С для уплотнительных пластин толщиной 25 мм, что обеспечило энергосбережение за счет упрощения режима термообработки, поскольку была проведена только закалка без последующего отпуска, необходимого для стали 45.

Для существенного повышения абразивной износостойкости исследуемые строительные стали цементировались (обычно они такой обработке не подвергаются), после чего закаливались с температур в интервале 800...1000 °С. Окончательной термообработкой был отпуск при 200 °С. Установлено, что наиболее высокий уровень износостойкости получен после закалки с определенной для каждой стали температуры, когда наряду с мартенситом отпуска и небольшим количеством не растворившихся карбидов в структуре поверхностного слоя присутствовало ≥ 25 % метастабильного аустенита, претерпевающего при изнашивании динамическое деформационное мартенситное превращение.

Приведенные данные показывают возможность использования строительных сталей по новому назначению, а именно: в ряде случаев вместо улучшаемых и цементируемых.

Малинов Л.С., Бурова Д.В.
(ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)

**ЭНЕРГОСБЕРЕГАЮЩАЯ ТЕРМООБРАБОТКА
МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ НАГРЕВОМ В
МЕЖКРИТИЧЕСКИЙ ИНТЕРВАЛ ТЕМПЕРАТУР**

leonid-malinov@yandex.ru

В настоящее время энергосбережение является чрезвычайно актуальной проблемой. Одним из направлений ее решения является термообработка малоуглеродистых сталей с нагревом в межкритический интервал температур (МКИТ). Объектом исследования служили стали 14Г2, 15Г, 20ГЛ, 20ГФЛ. Обычно такая термообработка для них не применяется. В работе использовались металлографический и дюророметрический анализы, определялись механические свойства при растяжении и ударном изгибе.

Установлено, что нормализация с нагревом в межкритический интервал температур исследованных сталей по сравнению с нормализацией по типовому режиму позволяет получить более благоприятный уровень свойств. В этих сталях наблюдается повышение прочностных свойств при сохранении на достаточном уровне пластичности и ударной вязкости. Нормализация с нагревом в МКИТ позволяет снизить энергозатраты на термообработку. Была проведена нормализация с нагревом в МКИТ с предварительной или последующей аустенитизациями, после которых охлаждение осуществлялось на воздухе (в первом случае до температуры МКИТ, а во втором – до комнатной). Предварительная аустенитизация перед выдержкой в МКИТ создает мелкозернистость структуры, облегчающей перераспределение элементов в МКИТ. Кратковременная аустенитизация после выдержки в МКИТ исключает выравнивание состава аустенита и также, как и в предыдущем случае, обеспечивает получение мелкого зерна. Первый вариант проще, чем второй, так как его можно осуществить в одной печи. Указанные обработки позволяют получить повышенные механические свойства.

Закалка с нагревом в МКИТ и высокий отпуск исследованных сталей обеспечивают у них уровень прочностных свойств несколько более низкий, чем после закалки с нагревом выше A_{c3} при более высокой пластичности. Снижение температуры отпуска после закалки из МКИТ на $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ по сравнению с обычно принятой позволило получить примерно такой же комплекс механических свойств, что и после улучшения по типовому режиму, при более низких энергозатратах на термообработку.

Изотермическая закалка проводилась из МКИТ с охлаждением в воде до $300\ldots 350\text{ }^{\circ}\text{C}$ с выдержкой при этих температурах 1 ч. Во всех случаях полученные механические свойства сравнивались с таковыми после термообработки по типовому режиму с нагревом под закалку в аустенитную область. При этом, чем выше температура нагрева в МКИТ (при одной и той же выдержке), тем выше прочностные свойства, но ниже пластичность и ударная вязкость. Изотермическая закалка с нагревом в МКИТ, требующая меньших энергозатрат по сравнению с улучшением по типовому режиму, обеспечила в исследованных сталях более высокий уровень механических свойств. Еще более высокий уровень прочностных свойств при достаточной пластичности и ударной вязкости достигнут изотермической закалкой из МКИТ с предварительным нагревом в аустенитную область.

Термообработка, проводимая с нагревом в МКИТ, а не в аустенитную область температур, как это обычно принято, является энергосберегающей. Она наиболее эффективна, если в результате ее проведения создается мелкозернистая многофазная структура, в которой наряду с другими составляющими (отпущенный мартенсит и/или бейнит, небольшое количество феррита и нерастворившихся карбидов) присутствует оптимальное количество метастабильного аустенита, претерпевающий динамическое деформационное мартенситное превращение.

Малинов Л.С., Малышева И.Е., Бурова Д.В.

(ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)

**ПОВЫШЕНИЕ АБРАЗИВНОЙ И УДАРНО-АБРАЗИВНОЙ
ИЗНОСОСТОЙКОСТИ СТАЛЕЙ 60С2А И 60С2ХФА
ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ЗАКАЛКОЙ ИЗ МЕЖКРИТИЧЕСКОГО
ИНТЕРВАЛА ТЕМПЕРАТУР (МКИТ)**

leonid-malinov@yandex.ru

Обычно стали 60С2А и 60С2ХФА применяют в качестве рессорно-пружинных материалов, однако они также используются для деталей и инструментов, работающих в условиях абразивного и ударно-абразивного изнашивания. Типовой термообработкой для них является закалка из аустенитной области и средний отпуск на структуру троостит отпуска. В данной работе ставилась задача изучить возможность достижения в исследованных сталях абразивной и ударно-абразивной износостойкости, обычно в них не реализуемой. Применялись термообработки, включающие нагрев в (МКИТ), позволяющие получить многофазную структуру, состоящую из нижнего бейнита, остаточного метастабильного аустенита, небольшого количества феррита и карбидов. Нагрев под закалку в МКИТ стали 60С2А проводился при 790 °С, а 60С2ХФА-при 800 °С, что превышает A_{c1} для каждой стали примерно на 40 °С. Выдержка при этих температурах составляла 60 мин. Охлаждение до температуры изотермы (350 °С) проводилось в воде. Выдержка при этой температуре составляла 10, 30, 60 мин. Абразивная износостойкость (ϵ_1) определялась по методике Бринелля-Хауорта, а ударно-абразивная (ϵ_2)-на установке, в которой образцы, закрепленные на вращающемся диске, соударялись со стальной дробью, подающейся из питателя. Эталонами служили образцы, термообработанные по типовому для исследованных сталей режиму. Проводились металлографические исследования, рентгеновским методом определялся фазовый состав. Несмотря на различие в химическом составе сталей обнаруживаются общие закономерности во влиянии на износостойкость термообработки с нагревом в МКИТ. Определение в стали 60С2А количества остаточного аустенита после изотермической закалки из МКИТ и различных выдержек при 350 °С показало, что оно составляет после 10 мин ~ 30%, 30 мин ~ 20%, а после 60 мин ~ 15%. По мере увеличения выдержки при 350 °С твердость стали 60С2А возрастает, что обусловлено увеличением в структуре количества нижнего бейнита, уменьшением доли остаточного аустенита и повышением его стабильности по отношению к динамическому деформационному мартенситному превращению (ДДМП). Наиболее высокая абразивная (ϵ_1) и самая низкая ударно-абразивная (ϵ_2) износостойкость достигаются при выдержке (10 мин), когда в структуре присутствует ~30% остаточного аустенита и его основное количество превращается в мартенсит деформации, о чем свидетельствуют дифрактограммы. По мере увеличения продолжительности изотермической выдержки при 350 °С до 60 мин абразивная износостойкость (ϵ_1) снижается, а ударно-абразивная (ϵ_2) возрастает. Аналогичная зависимость имеет место и для стали 60С2ХФА. Данные о влиянии продолжительности изотермической выдержки (10, 30 и 60 мин) при 350 °С на износостойкость сталей 60С2А и 60С2ХФА., соответственно, таковы: $\epsilon_1 = 1,80, 1,70; 1,65$ и $1,40; 1,45$ и $1,50$, а $\epsilon_2 = 1,25, 1,10; 1,45$ и $1,50; 1,70$ и $1,85$. Это обусловлено уменьшением в структуре количества остаточного аустенита и повышением его стабильности по отношению к ДДМП. Приведенные данные показывают, что для различных условий испытаний необходимо иметь неодинаковое количество и стабильность остаточного аустенита. Изотермическая закалка из МКИТ с учетом условий изнашивания обеспечивает в исследованных сталях повышенную износостойкость.

Малинов Л.С.

(ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)

МАЛОНИКЕЛЕВЫЕ И БЕЗНИКЕЛЕВЫЕ МАРТЕНСИТНЫЕ, МАРТЕНСИТНОСТАРЕЮЩИЕ И ДИСПЕРСИОННОТВЕРДЕЮЩИЕ СТАЛИ

leonid-malinov@yandex.ru

Известны высокопрочные мартенситностареющие стали 03Н18К9М5ТЮ и 03Х11Н9М2Д2ТЮ, обладавшие уникальными технологическими свойствами и сопротивлением разрушению. Однако они содержат большое количество дорогих и дефицитных элементов. Ставилась задача создать экономнолегированные стали, содержание никеля в которых не превышало бы 5%. На основании системных исследований, проведенных совместно с И.К. Коротич, были разработаны с ней низкоуглеродистые мартенситностареющие стали 04Х2Н5МЮ и 04Х2Н5МФДЮ. Они имеют более низкий уровень прочностных свойств, чем известные высоколегированные мартенситностареющие. Однако им присущи те же замечательные технологические свойства, что и последним. Эти стали обладают высокой прокаливаемостью, не склонны к обезуглероживанию, короблению, трещинообразованию, хорошо обрабатываются резанием. В них целесообразно в ряде случаев повысить содержание углерода до 0,10%, что удешевляет их производство. При этом может быть снижено содержание алюминия и меди. Малоникелевые мартенситностареющие стали целесообразно использовать не только как конструкционный, но и инструментальный материал. По термо-, окалино-, износостойкости и механическим свойствам сталь 04Х2Н5МФДЮ превосходит 5ХНМ, а по первым двум характеристикам – 3Х2В8Ф. На основе малоникелевой мартенситностареющей стали разработан новый наплавочный материал. Наплавленный им металл хорошо обрабатывается резанием. Его термообработка включает лишь старение при 550 °С. Несомненный интерес представляет разработка малоуглеродистых дисперсионнотвердеющих сталей 3Х3Н2МФДЮ и 3Х3Г2МФДЮ. Назначение этих сталей заменить более дорогую 3Х2В8Ф, а также 5ХНМ для штампов, которые выходят из строя, главным образом, из-за образования трещин термоциклической усталости и окисления. Сталь 3Х3Н2МФДЮ внедрена для литых штампов горячего деформирования и показала эксплуатационную стойкость в 2 раза более высокую, чем 5ХНМ. Для деталей, от которых требуется высокая прокаливаемость, пластичность, ударная вязкость, умеренная прочность разработаны нестареющие низкоуглеродистые мартенситные стали 08Х2Н(3-5)МФБ и 08Х2Н(3-5)МФТЛ. Они предназначены для замены более дорогих сталей 03Н8Г3МЗ, 03Н10МЮ. Достоинством стали 08Х2Н(3-5)МФБ является то, что уже после нормализации или прокатки при 900 °С ($\epsilon = 30\%$) она обеспечивает высокий уровень прочностных и пластических свойств, а также ударной вязкости. Эта сталь имеет хорошее сочетание свойств в отливках сечением 200 мм после двойной нормализации: $\sigma_{0,2} = 750 \dots 900$ МПа; $\sigma_B = 1020 \dots 1120$ МПа; $\delta = 10 \dots 12,0 \%$; $\psi = 35 \dots 38 \%$; $KCU^{-60} = 0,40 \dots 0,45$ МДж/м². Преимуществом этих сталей является сохранение высокой пластичности и ударной вязкости после нагрева в интервале температур 450...550 °С, характерных для зоны термического влияния в сварных соединениях. Более высокий уровень прочностных свойств, чем в предыдущих сталях, достигнут в сталях 14Х3Н2МФДЮ и 14Х3Г2МФДЮ. После закалки и низкого отпуска в них получен следующий уровень свойств: $\sigma_{0,2} = 1000 \dots 1200$ МПа; $\sigma_B = 1220 \dots 1300$ МПа; $\delta = 12 \dots 18 \%$; $\psi = 50 \dots 55 \%$; $KCU = 1,0 \dots 1,2$ МДж/м². После высокого отпуска (630 °С) сохраняется повышенный уровень прочностных свойств ($\sigma_{0,2} = 750 \dots 850$ МПа, $\sigma_B = 870 \dots 950$ МПа) и ударной вязкости ($KCU^{-60} = 0,6 \dots 0,8$ МДж/м²). Эти свойства выше, чем у известной стали 12ГН2МФАЮ после такой же обработки. Разработанные материалы благодаря большей экономичности могут найти широкое применение.

Малинов Л.С.
(ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)
ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ХРОМОМАНГАНЦЕВЫЕ И МАНГАНЦЕВЫЕ
СПЛАВЫ

leonid-malinov@yandex.ru

В промышленности широко используются высокопрочные хромоникелевые стали переходного класса (09X15H9Ю, 07X16H6, 10X15H4AM3, 08X15H5D2T и др.). Их недостатком является то, что они содержат дорогой никель. Автором совместно с А.П. Чейляхом разработаны высокопрочные безникелевые стали: 10X14AG6, 10X14AG6Ф, 10X14AG6МФ, 10X14AG6Д2М. Они открыли перспективное направление в создании безникелевых сталей переходного класса, сведения об использовании которых в зарубежной и отечественной литературе отсутствуют. Микроструктура разработанных сталей - низкоуглеродистый реечный мартенсит и метастабильный аустенит, который при нагружении превращается в мартенсит деформации. В зависимости от конкретных условий эксплуатации за счет легирования и обработок изменяется количество и степень стабильности аустенита и, соответственно, регулируется уровень механических и служебных свойств. После несложной термообработки, включающей закалку (нормализацию) с 1000 °С и отпуск при 200 °С, новые стали обладают хорошим сочетанием механических свойств: $\sigma_{0,2} = 1150...1200$ МПа; $\sigma_B = 1400...1500$ МПа; $\delta = 11...15$ %; $\psi = 38...42$ %; $KCU = 1,0...1,6$ МДж/м². Еще более высокий уровень прочности при сохранении хорошей пластичности и ударной вязкости достигается после ступенчатой закалки с выдержкой при температурах 100 и 400 °С. Сравнительные испытания на сопротивление ударно-циклическому нагружению, имитирующему условия работы пластин кольцевых клапанов компрессоров, показали, что сталь 10X14AG6МФ имеет в 1,5...2 раза более высокий уровень этой характеристики, чем известная хромоникелевая сталь 09X15H9Ю.

В работах автора с В.И. Коноп-Ляшко и Н.М. Никопорцом показано, что для получения наиболее высокого уровня механических свойств и износостойкости необходимо управлять этими превращениями. С учетом этого разработаны способы обработки, позволяющие реализовать указанный принцип. Создана большая группа сталей с метастабильным аустенитом, представителями которых являются 08X12AG20C, (08-20)X13AG10СМДФ, (08-50)X14Г(8-12)СФ. Эти стали обладают хорошими литейными свойствами, технологичны при прокатке и ковке. При содержании углерода до 0,20% углерода они удовлетворительно обрабатываются резанием. Разработанные стали имеют более высокие прочностные свойства ($\sigma_{0,2} = 380...440$ МПа; $\sigma_B = 820...860$ МПа); чем широко применяемая в промышленности сталь 12X18H9T ($\sigma_{0,2} = 250...265$ МПа; $\sigma_B = 530...550$ МПа), хорошие пластические характеристики и ударную вязкость: $\delta = 38...40$ %; $\psi = 35...45$ %; $KCU = 1,4...2,05$ МДж/м². По износостойкости при сухом трении скольжения, абразивном и газоабразивном воздействии хромоманганцевые стали более чем в 2 раза превосходят хромоникелевую сталь. Показано, что в аустенитной метастабильной стали 20X13Г10 после комбинированной обработки может быть получен высокий уровень механических свойств ($\sigma_{0,2} = 1900$ МПа; $\sigma_B = 1950$ МПа; $\delta = 8$ %).

Автором и Е.Я. Харлановой разработаны стали: 08Г20Д(1-2), 08Г20Ю(1-3), 20Г14АФ, 130Г4Ф, 150Г4Ф3, 130Г6ФЛ, 120Г8ФЛ, а также износостойкие чугуны (250-400)Х(10-15)Г4С2Ф(0,5-4). Малоуглеродистые стали обладают высокой ударной вязкостью ($KCU^{196} > 0,6$ МДж/м²). Высокоуглеродистые стали с 6...8% Mn обладают в 1,5 раза большей абразивной износостойкостью, чем сталь 110Г13Л. Хромоманганцевые чугуны по износостойкости превосходят никельсодержащие аналоги. Важно подчеркнуть, что марганцевые и хромоманганцевые стали и чугуны в ряде случаев могут быть применены вместо никельсодержащих и дать значительный экономический эффект. К тому же Украина богата залежами марганцевой руды.

Малинов Л.С.

(ГВУЗ «ЛГТУ», г. Мариуполь)

**ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ СТАЛЕЙ И ЧУГУНОВ
ПРИМЕНЕНИЕМ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ ОБРАБОТКИ
НЕПЛАВЯЩИМСЯ ЭЛЕКТРОДОМ**

leonid-malinov@yandex.ru

В работе приведены результаты исследований по повышению износостойкости сталей и чугунов применением электродуговой обработки (ЭДО) неплавящимся угольным электродом за счет получения многофазной структуры, в которой наряду с мартенситом, и карбидами присутствует метастабильный аустенит, претерпевающий динамическое деформационное превращение (ДДМП). Расплавление угольным электродом нелегированной или низколегированной стали в ряде случаев с использованием присадочного материала (в виде пластин, проволоки, порошка, в том числе из отходов производства) заданной толщины и химического состава, а также дополнительное науглероживание расплава позволяют получить требуемую структуру. В случае недостаточной скорости охлаждения из-за сравнительно небольшой массы изделия для получения требуемой структуры применялась дополнительная термообработка, включающая закалку и отпуск. В качестве присадочных материалов для наплавки на сталь 45 использовались чугуны: СЧ15, ВЧ 80-2 и ЧХ16М2. При этом произошло сильное диспергирование структуры. Твердость наплавки всеми чугунами составила 55...62 HRC. Проводилось определение абразивной износостойкости по методу Бринелля-Хаурта наплавленного различными чугунами металла после закалки с 900, 1000, 1100, 1150 °С и отпуска при 200 °С. Эталонном для определения относительной износостойкости служила сталь 65Г, часто используемая как абразивостойкая, после типового режима термообработки, включающего закалку с 820 °С и средний отпуск при 450 °С. По мере повышения температуры нагрева под закалку твердость наплавленного металла монотонно снижается, а относительная абразивная износостойкость изменяется по кривой с максимумом. У наплавленного чугунами СЧ15, ВЧ 80-2 и ЧХ16М2 металла он наблюдается соответственно при температурах 1000, 1100 и 1150 °С и составляет 2,8; 3,2; 3,9. Максимуму износостойкости соответствует образование после термообработки в структуре наплавленных чугунов наряду с мартенситом отпуска и карбидами 40...50% метастабильного аустенита. Наиболее высокая износостойкость получена при использовании в качестве присадочного материала чугуна ЧХ16М2, что обусловлено присутствием в структуре наряду с мартенситом и метастабильным аустенитом большого количества специальных карбидов.

В работах последнего времени показана большая перспективность получения в чугуне дисперсного графита компактной формы (ДГКФ), в основном шаровидной. В этом случае, согласно данным ряда работ, чугун имеет повышенный уровень механических и антифрикционных свойств. Однако для получения дисперсного графита компактной формы требуется специальная технология выплавки чугуна и предварительная закалка перед проведением графитизирующего отжига.

В данной работе показана возможность получения наплавленного на сталь слоя из чугуна с ДГКФ. Наплавка осуществлялась электродуговым методом с использованием неплавящегося угольного электрода. Присадочным материалом служил высокопрочный чугун ВЧ 80-2. В результате расплавления присадочного материала и интенсивного отвода тепла вглубь стального образца после кристаллизации на поверхности образуется дисперсная структура доэвтектического или эвтектического белого чугуна. Последующий графитизирующий отжиг наплавленного высокопрочного чугуна без предварительной закалки позволяет получить в наплавленном слое ДГКФ, преимущественно глобулярной формы. Размер графитных включений в 5...10 раз меньше по сравнению с тем, какой они имели в присадочном материале.

Малинов Л.С.

(ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)

СОЗДАНИЕ В СПЛАВАХ МАКРОСКОПИЧЕСКИХ ГРАДИЕНТОВ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ

leonid-malinov@yandex.ru

Известно, что армированные материалы обладают высокой конструкционной прочностью, в связи с чем находят широкое применение в технике. Их создают соединением разнородных металлов (сплавов) способами литья, прокатки, сварки, наплавки и др. Одним из перспективных направлений получения таких материалов является использование предложенного автором еще в 70-е годы прошлого века создание регулярных макроскопических градиентов структуры за счет использования дифференцированных обработок. Принцип их проведения заключается в сочетании общего (объемного) и локального (местного) воздействия на материал. Последнее возможно тогда, когда механические, тепловые, магнитные и другие поля распределяются не равномерно по объему изделия, а локализуются в его отдельных участках или слоях. В результате фазовые и структурные превращения протекают не одновременно, а в разной последовательности и степени. Задачи общего и локального воздействий различны. Если в результате первого получают структуры, обеспечивающие невысокую твердость, прочность, но повышенную пластичность, то при втором – повышенную твердость, прочность и наоборот.

Рассмотрим различные способы дифференцированной обработки и, в частности, первый случай. Общей (объемной) обработкой во всем материале получают ферритную, ферритно-перлитную, ферритно-мартенситную, ферритно-аустенитную, сорбитную (отпуска), мартенситную с низким содержанием углерода, Обработками, которые для этого используются, могут быть отжиг, нормализация, закалка (для получения в структуре преимущественно низкоуглеродистого мартенсита или/и аустенита). Последующее локальное (местное) воздействие должно обеспечить получение в заданных участках или слоях структуры: с высокой плотностью дислокаций, углеродсодержащий мартенсит, карбиды, нитриды, бориды и т. п., состаренные низкоуглеродистый мартенсит или аустенит. Для этого применяют следующие локальные (местные) обработки: пластическую деформацию, химико-термическую (цементацию, азотирование, борирование и др.), закалку, повышающую твердость, старение при соответствующем легировании. Эффективно использование источников концентрированной энергии,

При необходимости получения во всем объеме материала высокой твердости и прочности следует предварительно проводить указанные выше для локального воздействия обработки и получать соответствующие структуры, а в заданных участках (слоях) использовать обработки и создавать структуры, характерные для общей (объемной) обработки предыдущего случая. Особенностью локальных (местных) обработок в этом случае является получение мягких пластичных структур (феррита, аустенита, низкоуглеродистого мартенсита). Разновидностью дифференцированной обработки является термическая обработка локальных участков с использованием источников концентрированной энергии: лазерных или электронных лучей и струи плазмы. Широкие возможности открывают способы армирования сталей (сплавов) за счет сочетания термообработки всего объема металла и расплавления заданных его участков. В зависимости от вида источника концентрированной энергии и режимов обработки глубина упрочненных участков может изменяться от 0,5 до 4,0 мм. Заключительной обработкой является общий низкий отпуск для снятия внутренних напряжений. Армирование поверхности прочными структурами может найти применение для деталей и инструмента, изготовленных из сталей невысокой твердости, подвергающихся смятию при эксплуатации под действием высоких нагрузок.

Малинов Л.С.

(ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)

**ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫЕ СПЛАВЫ И УПРОЧНЯЮЩИЕ
ТЕХНОЛОГИИ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩИЕ ПОЛУЧЕНИЕ
МНОГОФАЗНОЙ МЕТАСТАБИЛЬНОЙ СТРУКТУРЫ**

leonid-malinov@yandex.ru

Автором предложено и развивается научно-прикладное направление по созданию новых сплавов различного назначения, не содержащих дорогих легирующих элементов и упрочняющих технологий, обеспечивающих получение многофазной метастабильной управляемой самотрансформирующейся структуры. Это обеспечивает материалам способность к диссипации энергии и адаптации к условиям нагружения при испытаниях свойств и эксплуатации. В результате существенно повышается надежность и долговечность деталей и инструментов, что обеспечивает значительное ресурсосбережение. В разработанных сплавах химический состав подобран так, что создаются многофазные структуры, в которых одной из важнейших составляющих является метастабильный аустенит. При нагружении происходит изменение плотности дислокаций, образование ультрадисперсной и/или нанокристаллической структуры, в ряде случаев могут возникать дефекты упаковки, ϵ -фаза, происходит двойникование, протекать как прямые, так и обратные мартенситные превращения, динамическое старение. На развитие этих превращений расходуется часть энергии внешнего воздействия. Однако наиболее энергоемкими являются динамические мартенситные превращения. В результате значительно меньшая часть энергии внешнего воздействия идет на разрушение. Протекающие структурные и фазовые превращения являются не только механизмами упрочнения, но и релаксации микронапряжений. Многочисленными исследованиями показано, что только их оптимальное развитие в конкретных условиях испытаний или эксплуатации позволяет получить наиболее высокий уровень механических и служебных свойств. В связи с этим предложено управлять превращениями с целью их оптимизации, применяя термическое (в том числе с использованием концентрированных источников энергии), деформационное, комбинированные воздействия: деформационно-термическое или термо-деформационное. Для этого в одних случаях используют более высокую, чем это обычно принято, температуру нагрева под закалку, в других – закалку проводят из межкритического интервала температур, в третьих – осуществляют ступенчатую, прерывистую или изотермическую закалку по режимам, обеспечивающим получение требуемой метастабильной структуры. Большие возможности в этом открывает применение ВТМО, НТМО, МТМО, химико-термической и последующей термической обработок, проводимых по нестандартным режимам.

Разработаны новые способы термо-деформационной и деформационно-термической обработок, позволяющие существенно повысить свойства сплавов. При этом обязательным условием является получение в структуре метастабильного аустенита. Принципиальным отличием разработанных упрочняющих технологий является то, что режимы их проведения выбираются не только с учетом химического состава сплавов и их исходной структуры, как это в большинстве случаев делается в настоящее время, но и с учетом условий эксплуатации деталей и инструментов. Если во многих случаях метастабильный аустенит, полученный в структуре, рассматривается как нежелательная структурная составляющая, то в разработанных технологиях его получают специально и применительно к конкретным условиям нагружения оптимизируют его количество, стабильность и характер распределения в структуре.

Некоторые из разработанных материалов и упрочняющих технологий со значительным экономическим эффектом внедрены в производство или прошла промышленное опробование, показав существенные преимущества перед применяемыми.

Мамішев В.А., Шинський О.Й., Соколовська Л.А.

(ФТІМС НАН України, м. Київ)

ВПЛИВ ВНУТРІШНЬОГО І ЗОВНІШНЬОГО ТЕПЛООБМІНУ НА ТРИВАЛІСТЬ ТВЕРДНЕННЯ ВИЛИВКІВ І ЗЛИВКІВ

Залізовуглецеві сплави (сталі, чавуни) і сплави кольорових металів (бронзи, латуні, силуміни та інші сплави) кристалізуються в інтервалі температур ліквідус-солідус. У твердіючих заготовках є рідка серцевина, тверда кірка і проміжна твердо-рідка (двофазна) зона [1, 2], в якій утворюється лита структура. Двофазна зона зливків і масивних виливків формується при різних швидкостях охолодження розплаву в порожнині виливниці чи форми.

Тривалість тверднення сталевих зливків і товстих виливків приблизно пропорційна [3] квадрату їх радіусу (напівтовщини). Тому до завершення процесу тверднення ковальських зливків в чавунних виливницях і масивних виливків у піщаних формах потрібно багато часу. Як наслідок, продуктивність традиційних технологій лиття низька, а якість литих заготовок невисока.

Причина низької якості товстих виливків і зливків – мала швидкість їх тверднення, тому що гальмуються процеси відведення теплоти перегрівання розплаву з рідкої серцевини заготовки і теплоти кристалізації сплаву з двофазної зони. При перенесенні теплоти від розплаву в зовнішнє середовище через тверду кірку і стінки піщаних форм і чавунних виливниць, робочі шари стінок форм швидко нагріваються через їх високий термічний опір [4], що перешкоджає інтенсивному теплообміну між литою заготовкою і довкіллям.

У технологіях лиття внутрішній теплообмін між розплавом і уламками дендритів або твердими добавками (теплоакумулювальні мікрохолодильники, інокулятори, лігатури, модифікатори) і зовнішній теплообмін між виливками, зливками та теплоакумулювальними чи теплопередавальними стінками форм і виливниць протікає з різною інтенсивністю [5].

Для прогнозування і оптимізації процесів внутрішнього і зовнішнього теплообміну доцільно враховувати основні положення реотермічної теорії управління якістю структури литих виробів, яка передбачає раціональне суміщення [6, 7] ефективних ливарно-металургійних принципів значного підвищення якості виливків, зливків і безперервнолитої заготовки. Це принципи суспензійного розливання, осадкової кристалізації, спрямованого тверднення і рафінувального живлення твердо-рідкого каркасу двофазної зони.

Якщо значно прискорити нестационарні процеси охолодження розплаву, перегрітого над температурою ліквідус, та тверднення литих заготовок різної маси, то можна збільшити швидкість внутрішнього і зовнішнього теплообміну в системах виливок-форма-довкілля і зливки-виливниця-довкілля.

Системним аналізом процесів плавлення і тверднення виявлені [5-8] особливості внутрішнього і зовнішнього теплообміну між розплавом і гранулами та між литими заготовками і стінками металевих форм (кокіль, виливниця, кристалізатор) або неметалевих форм (графітова, керамічна, піщана форма). Теплоакумулювальні гранули підвищують інтенсивність внутрішнього теплообміну при перемішуванні розплаву з мікрохолодильниками, тоді як теплоакумулювальні стінки форм і виливниць підвищують інтенсивність зовнішнього теплообміну між виливком і формою та зливком і виливницею.

Інтенсифікація внутрішнього теплообміну в процесі нагрівання і плавлення мікрохолодильників у розплаві з урахуванням термічного опору оксидної плівки на гранулах швидко знімає початкове перегрівання рідкого металу та скорочує тривалість тверднення масивних виливків і зливків, незважаючи на зміну коефіцієнта теплопередачі згідно з отриманими в [9] формулами.

Інтенсифікація зовнішнього теплообміну між виливком і формою або між зливком і виливницею в процесі тверднення і охолодження литих заготовок у ливарних формах і виливницях з урахуванням термічного опору захисного шару протипригарної фарби [8] та

теплофізичної дії мікрохолодильників зменшує повний час тверднення зливків і товсто-стінних виливків.

Прискорення зовнішнього теплообміну в системі виливок-форма зменшує тривалість тверднення виливків у низькотеплопровідних піщаних формах при попередньому охолодженні чи заморожуванні їх робочих шарів [10].

Література:

1. Ефимов В.А. Разливка и кристаллизация стали. – М.: Металлургия, 1976. – 539 с.
2. Новиков И.И. Горячеломкость цветных металлов и сплавов. – М.: Наука, 1966. – 299 с.
3. Гуляев Б.Б. Теория литейных процессов. – Л.: Машиностроение, 1976. – 216 с.
4. Мамишев В., Соколовская Л.А. О теоретическом прогнозировании термических условий повышения качества макроструктуры и эффективности затвердевания стальных слитков и слябов // Процессы разливки и кристаллизации стали. – К.: ИПЛ АН Украины, 1991. – С. 72...82.
5. Мамишев В.А. О повышении эффективности теплообмена в системе литейная заготовка – форма – окружающая среда // Металл и литейное производство Украины, 2012. – № 11. – С.31...35.
6. Мамишев В.А. О прикладных вопросах реотермической теории управления качеством литой структуры // Интенсификация литейных технологий. – К.: ИПЛ АН УССР, 1989. – С. 77...82.
7. Мамишев В.А. Реотермическая концепция управления кристаллизационным строением литых изделий // Процессы литейного производства, 2004. – № 3. – С. 43...48.
8. Мамишев В.А. Системный анализ затвердевания литых заготовок с переменной кривизной границ двухфазной зоны // Процессы литейного производства, 2014. – № 1. – С. 19...26.
9. Соколовская Л.А. Учет теплового сопротивления неметаллических прослоек в контактной зоне теплообмена / Литейное производство: технология, материалы, оборудование, экономика и экология. Матер. междунар. научно-практ. конф. – Киев: ФТИМС НАН Украины. – 2011. – С. 256...258.
10. Мамишев В.А., Шинский О.И., Соколовская Л.А. Системный подход к исследованию теплофизических процессов литейного производства / Металл и литейное производство Украины, 2016. – № 8 – 10. – С. 49...53.

Матвеева М.О., Климович Б.В., Климович В.В., Ступниченко Р.И.
(НМетАУ, г. Днепр)

ОСОБЕННОСТИ ТЕХНОЛОГИИ ЦЕНТРОБЕЖНОГО ЛИТЬЯ ВАЛКОВ-РОЛИКОВ

matveevamo@mail.ru

В технологии производства валков-роликов на их качество влияет большое количество параметров – температура заливки жидкого металла, скорость заполнения и вращения формы, температура формы, интервал кристаллизации, условия теплообмена свободной поверхности металла и формы, химический состав металла слоев, время выдержки между заливкой слоев и другие. Одним из важных вопросов является определение особенностей конструкции и методов расчета литниковой системы при центробежном литье таких отливок.

Применяемые при центробежном литье литниковые системы не учитывают особенности гидродинамики струи, их рассчитывают на обеспечение оптимальной массовой скорости заливки металла во вращающуюся форму. Основными элементами таких литниковых систем является подвижный или неподвижный желоб и объемный или весовой дозатор. Недостатком таких заливочных устройств является контакт металла в желобе с атмосферой и осевое (по отношению к вращающейся изложнице) направление падающей струи.

Разработана конструкция замкнутой литниковой системы, позволяющая регулировать скорость истечения металла и, что является принципиально новым, минимальную силу удара струи о поверхность изложницы, что обеспечивает лучший захват падающей струи и распределение по поверхности и длине вращающейся изложницы.

Методом вычислительного эксперимента исследовано влияние скорости истечения металла, а также конструкции специального отражателя на гидродинамику струи. Определена форма поверхности отражателя, его размеры и расположение относительно выгодного отверстия литника. Установлена зависимость параметров параболического профиля отражателя от диаметра питателя, высоты напора металла в литниковой системе при варьировании коэффициента расхода в пределах 0,5...0,9.

Установлена зависимость угла отрыва струи от поверхности отражателя, при которой обеспечивается минимальная энергия падения струи на вращающуюся поверхность изложницы, от основных параметров заливочной системы. Усовершенствованная конструкция заливочной системы обеспечит уменьшение окисления поверхности металла в элементах литниковой системы, исключает разбрызгивание падающей струи и уменьшает образование основных дефектов при литье биметаллических валков и заготовок. Разработана программа для расчета параметров литниковых систем валков.

Исследовали также влияние температуры заливки и величины перегрева металла рабочего слоя выше температуры равновесия при восстановлении кремнезема углеродом расплава в пределах 60...140 °С при разных скоростях заливки металла во вращающуюся форму. Установлена экстремальная зависимость качества валков от величины перегрева, оптимальной является $\Delta T_p = 60...80$ °С, при этих условиях получено более 90% качественных валков. Увеличение ΔT_p более 100 °С или менее 60 °С приводило к резкому увеличению количества валков с дефектами различных типов. Лучшие результаты получены при температуре металла рабочего слоя 1340...1350 °С и массовой скорости заливки 8,4...13,8 кг/с. При таких температурно-временных параметрах литья получено 82% годных отливок.

Вывод. В результате проведенных исследований усовершенствована конструкция заливочной системы, которая позволяет уменьшить образование дефектов при литье биметаллических валков и разработана программа для расчета её параметров.

Установлены оптимальные технологические параметры температур перегрева, заливки металла рабочего слоя, а также массовой скорости заливки.

Мельничук К.І.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)
ПРОГРАМНЕ ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ ДЛЯ ХУДОЖНЬОГО ЛИТВА
ДРІБНИХ ВИЛИВКІВ
14lypen1789@gmail.com

Автоматизацію ливарних цехів для художнього литва дрібних виливків обмежено використовують, оскільки собівартість обладнання дуже висока, і воно підлягає швидкому переналагодженню за умовами ринку.

Причини, за якими автоматизація у ливарному цеху є бажаною, полягають у наступному:

- скорочення часу на проектування виливка;
- скорочення часу на виготовлення моделей;
- скорочення штату працівників;
- використання вже готових формувальних сумішей певних марок;
- збільшення виходу придатного литва.

Завдяки програмам моделювання і проектування 3D-виливків (деталей), а також програмам для проектування креслеників швидкість проектування зростає в рази, є мож-

ливість попереднього представлення замовнику готової деталі, можливість інтеграції з будь-яким іншим професійним програмним забезпеченням, наприклад, з додатками для інженерних розрахунків. Найбільш розповсюджені програми: Rhinoceros; Zbrush; Solid Edge; CadStd Lite; TurboCAD Deluxe та багато інших.

Досконалішим софтвером є Rhinoceros, за допомогою якого можливо створювати площину, яка включає відразу 4 точки вигляду, із високою точністю визначати густину каміння і створювати конструкції. Вона дуже зручна в застосуванні і дає можливість відмінно конструювати виріб, підготувати його до виробництва і надалі зробити якісну рекламу.

Rhinoceros може створювати, редагувати, аналізувати і перетворювати криві, поверхні, тіла в середовищі Windows, забезпечуючи безпрецедентну свободу, гнучкість, легкість моделювання навіть дуже складних ювелірних виробів.

Також до переваг такого програмного забезпечення необхідно віднести:

- точність прототипування – від авіаційної до ювелірної промисловості;
- сумісність із всім іншим дизайнерським, анімаційним і ілюстраційним програмним забезпеченням;
- програмний продукт такий легкий у вивченні і використуванні, що є можливість сфокусувати свою увагу на конструюванні і візуалізації, не піклуючись про особливості роботи програми.

За допомогою програмного забезпечення Rhinoceros користувач може розраховувати на широкий спектр функцій:

- створювати конструкції з точністю до 0,0001 міліметра;
- швидко і точно маркувати площини і тривимірні ювелірні вироби;
- відображати ювелірні вироби з ефектами віддзеркалення світла в режимі реального часу;
- обчислювати густину;
- використовувати файл STL-формату для пристроїв швидкого прототипування.

Нові засоби програмного доповнення дозволяють створювати складні ювелірні вироби, де металева основа пронизана великою кількістю каміння, з легкістю і швидко обчислити загальну масу каміння і точну масу металу.

Коли вставляємо каміння, ми можемо вибрати його позицію, кут повороту, масштаб і визначити за допомогою клавіатури розмір у міліметрах. Програма дозволяє змінювати конфігурацію, щоб поліпшити візуалізацію ювелірних виробів, застосовуючи ефект віддзеркалення світлового проміння від металів і каміння.

І ще дуже багато переваг у цього програмного забезпечення.

Меняйло Е.В., Хрычиков В.Е.

(НМетАУ, г. Днепр)

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ЗАТВЕРДЕВАНИЯ И ОБРАЗОВАНИЯ УСАДОЧНЫХ ДЕФЕКТОВ В ПРОКАТНОМ ВАЛКЕ ИЗ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА

litpro@rambler.ru

Исследование затвердевания осевой зоны прокатного валка массой 2,2 т из высокопрочного чугуна проводили с помощью хромель-алюмелевых (ХА) термопар Ø0,5 мм. В зоне замера температуры горячие спаи защищали кварцевыми наконечниками специальной конструкции, а остальную часть термопары, находящуюся в расплаве – тонкостенной нержавеющей трубкой. Холодные спаи подключали к потенциометру КСП-4 со шкалой измерения 0...1370 °С. Схема размещения термопар приведена на рис. 1, е.

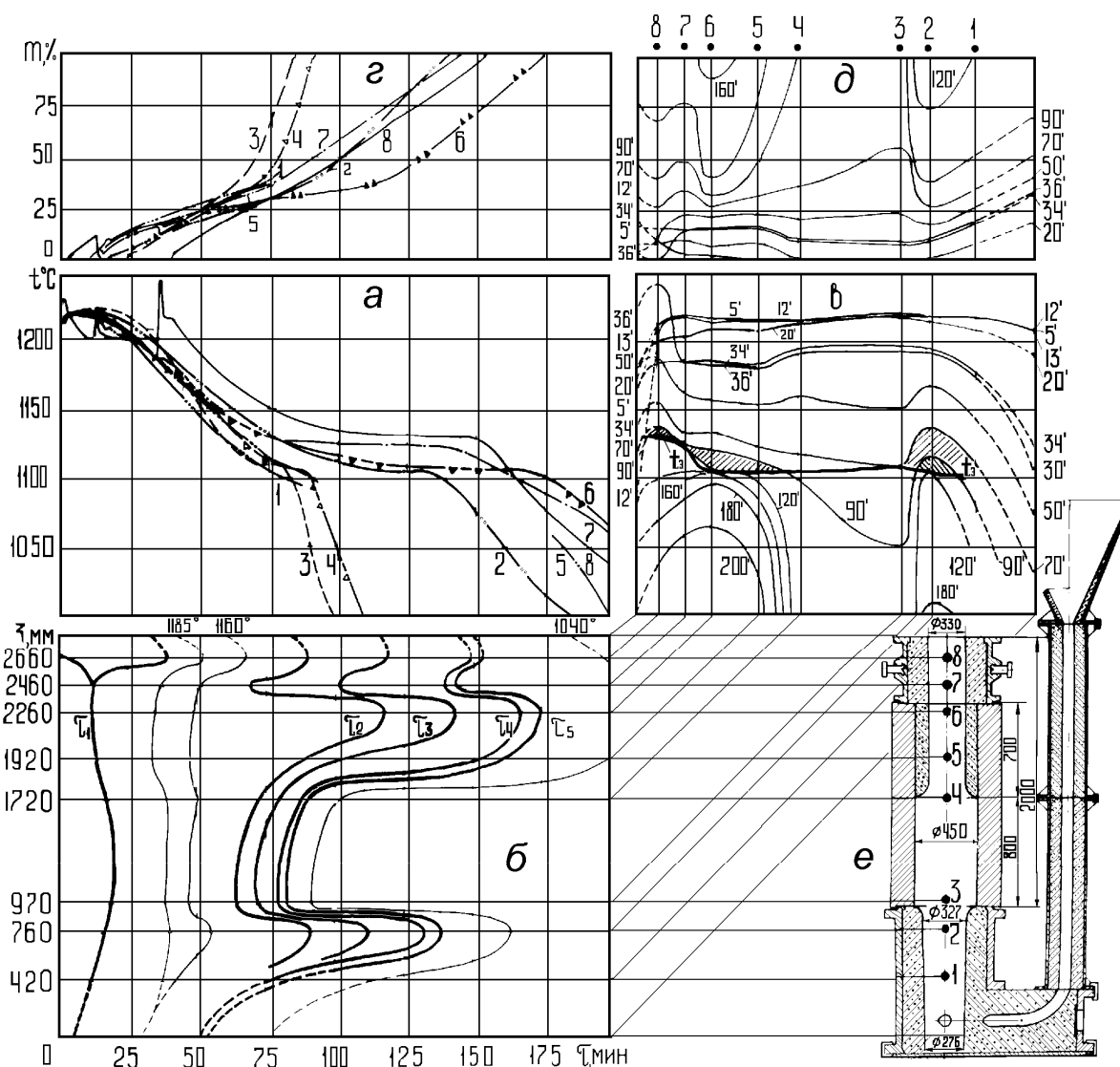


Рис. 1. Направленное затвердевание осевой зоны вала массой 2200 кг из высокопрочного чугуна: а – экспериментальные кривые охлаждения 1-8; б – кинетика затвердевания $\tau_1 \dots \tau_5$ и изотермы 1185 °С, 1160 °С, 1040 °С; в – температурное поле через 5, 12, 13, 20, 34, 50, 70, 90, 120, 160, 180, 200 минут после заливки; г – кинетика выделения твердой фазы (m) у горячих спаев термопар 1-8; д – распределение твердой фазы по высоте отливки через 5, 12, 20, 34, 50, 70, 90, 120, 165 минут после заливки; е – схема установки термопар 1-8 в валке

Экспериментальные кривые охлаждения 1-8 (рис. 1, а) зафиксировали затвердевание бочки вала, охлаждающейся в кокиле Ø450 мм, через ≈ 80 мин после начала заливки. Нижняя шейка, охлаждающаяся в песчано-глинистой смеси, затвердела позже, чем бочка – через ≈ 130 мин. Поэтому питание ее усадки из прибыли нарушается, что обуславливает формирование усадочных дефектов и неизбежное снижение физико-механических свойств отливки. Так как усадочные дефекты формируются в центральной зоне нижней шейки (см. термопару №2 на рис. 1, е), то обнаружить их визуально, даже после механической обработки вала, невозможно. Поэтому необходимо рассчитывать соотношение продолжительности затвердевания бочки и нижней шейки, а затем оценивать целесообразность размещения холодильников для обеспечения направленного затвердевания отливки. Небольшой объем усадочной пористости, которая расположена в осевой зоне, уменьшит эксплуатационные свойства вала незначительно. Определены ряд типоразмеров прокатных валков, в которых образуются тепловые узлы и усадочные дефекты в нижних шейках. Установлено, что ускорение затвердевания нижней шейки наружным или внутренним холодильником не должно способствовать увеличению количества хрупкой структурной составляющей – цемента.

Мініцький А.В., Устенко Д.Р., Мініцька Н.В.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ВПЛИВ ПЛАКУВАННЯ МІДДЮ НА ФІЗИЧНІ ТА ТЕХНОЛОГІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЗАЛІЗНОГО ПОРОШКУ

minitsky@i.ua

Властивості виробів, отриманих методом порошкової металургії, визначаються характеристиками вихідних порошків. Відповідно, методи отримання порошків та операції їх додаткового оброблення можуть суттєво впливати на кінцеву якість порошкових виробів. Відомі різні способи оброблення порошків, які можуть покращити їх технологічні властивості: відновлювальний відпал, травлення поверхні, плакування тощо. Одним із способів зміни фізичних, хімічних та технологічних властивостей порошків є нанесення покриття на їх поверхню (плакування) шляхом хімічного осадження.

Метою даної роботи було дослідження впливу плакування міддю на зміну фізичних та технологічних властивостей частинок залізного порошку.

У зв'язку з тим, що одним із найбільш розповсюджених легувальних елементів для конструкційних матеріалів на залізній основі є мідь, було досліджено процеси осадження міді на залізний порошок. Встановлено, що головними факторами, які впливають на протікання реакцій і осадження покриття на частинки залізного порошку, є склад розчину, концентрація компонентів розчину і температура середовища. У даній роботі як солі міді використовували сірчанокислу мідь $\text{CuSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$, як комплексоутворювачі – гліцерин, оксалати, карбонати, аміак, солі винної кислоти; як відновлювач – формальдегід. Процес заснований на відновленні міді з її комплексної солі формальдегідом у лужному середовищі. Швидкість відновлення міді залежить від: концентрації солі міді в розчині, вмісту комплексоутворювача, концентрації відновлювача і вмісту лугу. Відновлення міді починається при $\text{pH} > 10$ і збільшується з підвищенням pH . Було отримано залізний порошок з мідним покриттям товщиною 10...15 мкм.

Встановлено, що плакування частинок залізного порошку призводить до зміни їх форми. При цьому товщина покриття на частинках відрізняється, що обумовлено різною поверхневою площею та формою вихідних залізних частинок. Так, на частинках з більш розвиненою поверхнею спостерігається більш товстий шар покриття до 20 мкм. Крім зміни форми частинок залізного порошку, при плакуванні відбувається також зміна його розмірів за гранулометричним складом.

Зміна фізичних властивостей залізного порошку призводить до зміни його технологічних властивостей, насамперед текучості та насипної щільності (табл. 1).

Таблиця 1 – Технологічні властивості вихідного та плакованого порошків

Порошок	Текучість, с/50 г	Насипна щільність, г/см ³
Вихідний ПЖРВ.200.28	34	2,85
ПЖРВ.200.28 плакований міддю	30	3,12

Однією з основних технологічних характеристик порошку є його ущільнюваність, яка суттєво залежить від його фізичних властивостей, зміна яких може призводити до зміни характеру ущільнення частинок. Так, плакування частинок залізного порошку призводить до зменшення пористості брикетів на всьому діапазоні тисків. Найбільша різниця в пористості брикетів (~5...6%) спостерігається при невисоких тисках. Це пояснюється тим, що на цій стадії пресування відбувається переукладання частинок, а зміна форми ближче до сферичної та збільшення розміру частинок порошку після плакування призводить до зменшення контактів і, відповідно, зниження внутрішнього тертя між частинками. Подальше зростання тиску згладжує відмінність в пористості, різниця стає незначною біля 1...2%. Практично однакове ущільнення для обох порошків пояснюється тим, що на стадії пластичної деформації брикетів технологічні властивості порошку не відіграють суттєвої ролі.

Нікітін С.В.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

STRUCTURE AND PROPERTIES OF DIRECTIONALLY SOLIDIFIED TiB₂-SiC, TaB₂-SiC, NbB₂-SiC AND B₄C-NbB₂ ALLOYS

serg.niki@i.ua

Analysis of current scientific literature revealed several features of the electronic structure and physicochemical properties of high-temperature borides and carbides, which show that the composite materials based on them have high physical and mechanical properties over a wide temperature range, making them promising candidates for use as a wear-resistant and high-temperature structural materials [1].

The microstructures of directionally solidified TiB₂-SiC, TaB₂-SiC, NbB₂-SiC and B₄C-NbB₂ alloys were studied. Metallographic analysis shows that the smallest size of reinforcing particles observed for B₄C-NbB₂ alloy, and the largest for NbB₂-SiC alloy [3]. Research of phase composition by XRD fully confirms data of metallographic analysis and points out that the obtained composites consist of only two phases that correspond to the initial components.

The micromechanical properties of obtained alloys were investigated. It is shown that in general integral microhardness of composites corresponds computed by the rule of mixtures, but some anisotropy was observed, which can be caused by the anisotropy of the microstructure and the presence of residual stresses [2]. It is shown that at load on the indenter of 200 g the cracks in the corners of prints were not clearly observed [4]. Therefore, the definition of fracture toughness in the future should be carried out at high loads.

In this work we pay careful attention to directionally crystallized alloys of systems based on boron carbide and silicon carbide, accordingly TiB₂-SiC, TaB₂-SiC, NbB₂-SiC and B₄C-NbB₂.

The aim of investigation is to study the structure and properties of eutectic alloys based on refractory compounds by the crucibleless method of unsintered powder pressings.

Methods and apparatus which were used to investigate such engineering topic are: obtaining of directionally crystallized alloys of TiB₂-SiC, TaB₂-SiC, NbB₂-SiC and B₄C-NbB₂ was carried out at the "Crystal-206" installation, the microstructure of materials was research on an optical microscope "NEOPHOT-21", research hardness on the appliance PMT-3, X-ray recording was conducted by diffractometer Rigaku Ultima IV.

By crucibleless zone melting method directed crystallized alloys of TiB₂-SiC, TaB₂-SiC, NbB₂-SiC and B₄C-NbB₂ composites were obtained. Microstructures research showed that they are a matrix of boron carbide and silicon carbide reinforced by rod and plate inclusions of titanium, tantalum and niobium diboride. Research of micromechanical properties showed that the obtained hardness of composite achieves 37 GPa (for composite TiB₂-SiC) [5]. Thus, they may be promising wear-resistant materials.

On the basis of this investigation, it is possible to make such promising conclusions as prepared directionally solidified TiB₂-SiC, TaB₂-SiC, NbB₂-SiC and B₄C-NbB₂ alloys are promising for further research and development of these composite materials as advanced wear-resistant materials, and, given the physical and chemical properties of their components, as high-temperature structural materials.

Література:

1. Лобода П.І. Спрямовано закристалізовані бори́ди. –К.: Праймдрук, 2012. – 395 с.
2. Thevenot F. Boron Carbide [Текст] / A Comprehensive Review / F.Thevenov // Journal of European Ceramicociety. –1990. –Vol.6. – P.205.
3. Mroz C. Titanium Diboride /Mroz C.// American Ceramic Society Bulletin. – 1995. – Vol. 74, No – P. 158...159.
4. Gary Lynn Harris. Properties of silicon carbide [Текст] /Gary Lynn Harris. –United Kingdom: IEE, 1995. –P.19; 170...180. – ISBN 0852968701.
5. Morkoc H. Large-band-gap SiC, III-V nitride, and II-VI ZnSe-based semiconductor device technologies [Текст] /H.Morkoc, S.Strite, G. B.Gao, M. E.Lin, B.Sverdlov, M.Burns// Journal ofAppliedPhysics. –1994. – P. 1363. – DOI:10.1063/1.358463.

Нурадинов А.С.¹, Осадчий А.Г.²

(¹ФТІМС НАН України; ²КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ВПЛИВ ВІБРОІМПУЛЬСНОГО ОБРОБЛЕННЯ НА ФОРМУВАННЯ БЕЗПЕРЕРВНОЛИТИХ ЗАГОТОВОК

За останні десятиліття різні способи зовнішніх динамічних впливів (електромагнітне та пульсаційне перемішування, ультразвук, вібрація, електрогідроімпульсне оброблення та ін.) на виливки і безперервнолиті заготовки в процесі затвердіння пройшли численні дослідні випробування, за допомогою яких накопичено чимало експериментального матеріалу.

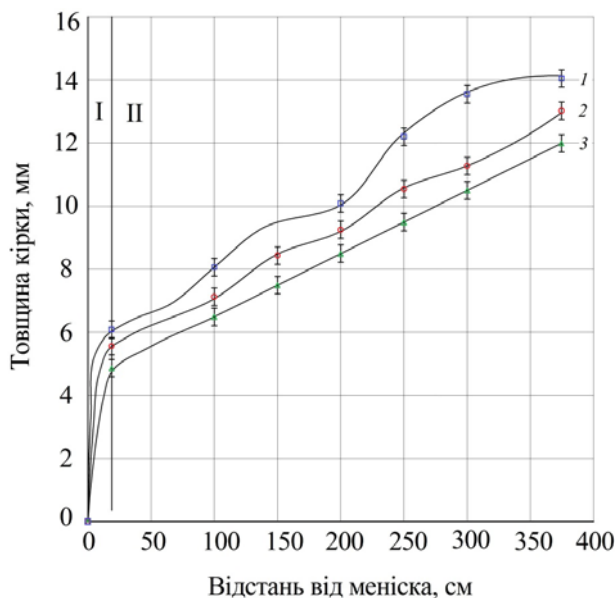
Проте, через відсутність фундаментальних досліджень широкого застосування вони не знайшли. Тому нами були проведені дослідження щодо впливу вібрації на формування безперервнолитої заготовки, з урахуванням її впливу на гідродинаміку і теплофізику заготовки, що твердне.

Основна мета віброімпульсного оброблення – на зниження кристалічної і хімічної неоднорідностей сплавів і збільшення виходу придатного продукту.

Вібрація обламує кристали на межі затвердіння, вирівнює нерівномірність фронту кристалізації, що може виключити утворення «містків» і за рахунок осідання уламків зменшити глибину лунки рідкого металу.

В даній роботі дослідження проводилися на фізичній моделі, яка імітує машину безперервного лиття заготовок.

Місцем підведення віброімпульсу була обрана середня зона безперервнолитої заготовки (зона циркуляційного руху розплаву). У цій зоні створюються умови, які сприяють ефективному впливу вібрації на формування безперервнолитої заготовки.



I – зона кристалізатора; II – зона вторинного охолодження;

1 – без вібрації; 2 – частота вібрації 60 Гц; 3 – 80 Гц

Рис. 1. Вплив частоти вібрації на динаміку росту кірки заготовки при постійній амплітуді ($A = 1,5$ мм)

Дослідження показали наступні переваги віброімпульсного оброблення:

а) силовий вплив віброімпульсу на фронт кристалізації призводить до зламу дендритів і їх осідання на дно. Товщина кірки металу зі збільшенням частоти вібрації поступово зменшується (рис. 1);

б) у макроструктурі дослідної заготовки замість великих стовпчастих дендритів, характерних для контрольної заготовки, розвиваються рівновісні дендрити глобулярної форми з довжиною осей у 5...20 разів меншою, ніж у контрольного зразка;

в) знижується кількість дефектів макроструктури, осьова зона не має різко вираженої рихлості та великих пор і суттєво збільшується щільність кристалічної структури.

Вплив параметрів вібрації на процес формування безперервнолитої заготовки дещо різний: величина амплітуди вібрації сприяє, в основному, процесу обламування вершин дендритів уздовж фронту кристалізації, в той час як частота вібрації – сприяє зародженню кристалів в об'ємі рідкої частини заготовки. Збільшення обох параметрів вібрації до певної межі (в умовах наших експериментів вони мали значення

$A = 1,5 \text{ мм}$; $\omega = 80 \text{ Гц}$) забезпечує максимальну ефективність її впливу на процес формування безперервної заготовки.

Можна вважати, що перенесення результатів моделювання на реальні об'єкти (з перерахунком даних в оптимальному варіанті) сприятиме отриманню заготовки з мінімальними макродефектами, і процеси кристалізації та структуроутворення реальної безперервної заготовки будуть відбуватися за аналогією з процесами формування модельних зливків.

Оніщук А.І., Шейко О.І.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ДОСЛІДЖЕННЯ ПОВЕРХНЕВОЇ МІЦНОСТІ ФОРМ І СТРИЖНІВ ПРИ ВИСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

onyshchukalna@ukr.net

При заливанні рідкого металу в ливарну форму її поверхневі шари сприймають теплові, динамічні та феростатичні навантаження. Тому важливою властивістю формувальних і стрижневих сумішей при температурах заливання є поверхнева міцність, тому що від неї залежить утворення різних дефектів на поверхні виливків.

Поверхнева міцність формувальних і стрижневих сумішей при високих температурах умовно оцінюється величиною обсипання. Для визначення обсипання формувальних і стрижневих сумішей при нагріванні (до 1100°C) використовували спеціальну установку, розроблену та виготовлену на кафедрі ливарного виробництва чорних і кольорових металів НТУУ «КПІ» ім. Ігоря Сікорського.

Проведеними дослідженнями встановлено, що більшість формувальних і стрижневих сумішей, які широко використовуються в ливарному виробництві, мають низьку поверхневу міцність.

Інколи обсипання формувальних і стрижневих сумішей намагаються знизити шляхом підвищення їх загальної міцності за рахунок використання в'язучих матеріалів високої вартості або збільшення їх вмісту, що призводить до погіршення податливості, вибиваємості, підвищення газотвірності та вартості суміші.

Прямої залежності між загальною міцністю формувальних і стрижневих сумішей та їх обсипанням при високих температурах проведеними дослідженнями не встановлено. Так, наприклад, піщано-глинясті та деякі холоднотвердні суміші (ХТС) з органічними в'язучими мають достатньо високу загальну міцність при температурі 1000°C , але одночасно їх поверхнева міцність виявляється дуже низькою (обсипання становить до 10...12%), а суміші з рідким склом – низьку міцність і мінімальне обсипання при тих же умовах.

Поверхневу міцність ливарної форми можна значно підвищити шляхом створення на її поверхні шару суміші з особливими властивостями, наприклад просоченням спеціальними зміцнювальними розчинами. Як зміцнювальні розчини можуть бути використані розчини в'язучих матеріалів або їх суміші, тобто комплексні розчини в'язучих.

На основі проведених досліджень розроблено та запропоновано склади високоефективних зміцнювальних розчинів, які знижують обсипання формувальних і стрижневих сумішей при нагріванні, призводять до підвищення міцності зчеплення шару протипригарного покриття з поверхнею форм та стрижнів. Використання запропонованих складів зміцнювальних розчинів дозволяє підвищити якість поверхні сталевих та чавунних виливків, усунути поверхневі дефекти на виливках, які виготовляються у разових піщаних формах.

Павлюх С.В.¹, Лютий Р.В.¹, Федоров М.М.²
(¹КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ; ²ДДМА, м. Краматорськ)
ЗМІНА ВЛАСТИВОСТЕЙ ФОРМУВАЛЬНОЇ СУМІШІ ПІСЛЯ
ДОДАВАННЯ ЗВОРОТУ СТРИЖНІВ

Найпоширенішим видом виготовлення литих деталей є лиття в піщано глинясті форми. Цей спосіб є найдешевшим і наймасовішим (до 70...75% за масою отримуваних у світі виливків). Процес виготовлення таких форм являється досить легким в управлінні. Для виготовлення дрібних чавунних і сталевих виливків у сирих формах застосовують піщано-бентонітові суміші. Незважаючи на те, що форми являються одноразовими, суміші легко відновити та освіжити для багаторазового використання.

Як правило, після вибивання форм значна частина стрижневої суміші потрапляє в оборотну, знижуючи її якість. Забруднення оборотних піщано-бентонітових сумішей залишками стрижнів призводить до зниження технологічних властивостей, падіння міцності, збільшення водопоглинання і, як наслідок, вологості і газотвірності.

Протягом 2010...2016 рр. на кафедрі ливарного виробництва чорних і кольорових металів НТУУ «КПІ» ім. Ігоря Сікорського розроблено стрижневу суміш, яка зміцнюється внаслідок взаємодії ортофосфornoї кислоти з пилоподібним кварцом. Тому метою нашого дослідження є встановлення її впливу на комплекс властивостей сирової піщано-бентонітової формувальної суміші.

У роботі використано формувальну суміш з автоматичної лінії формовки ПАО «Дніпропромліт», а також вибиту із виливків стрижневу суміш з кварцовим наповнювачем. При проведенні експериментів у формувальну суміш додавали послідовно від 0 до 30% стрижневої суміші, кількість якої збільшували на 5% для кожного наступного досліду. Визначали наступні характеристики: вміст глинястої складової, гранулометричний склад, міцність при стисканні, обсипаємість, газопроникність, текучість, ущільнювальність, формувальність та вологість.

Результати проведеної роботи наведено в табл. 1, за даними якої можна зробити аналіз зміни властивостей суміші і встановити відповідність основних параметрів регламентованим нормам.

Таблиця 1 – Комплекс властивостей оборотної піщано-бентонітової суміші

Властивості суміші	Умовна норма для лінії автоматичної формовки	Показники суміші з автоматичної формувальної лінії	Показники після додавання стрижневої суміші
Вологість, %	3,0...3,2	3,9	3,0...3,3
Міцність при стисканні у сирому стані, МПа	$\geq 0,140$	0,093	0,085...0,151
Газопроникність, од.	≥ 90	159	99...219
Текучість, %	≥ 70	74	68...85
Формувальність, %	≥ 70	86	86...99
Обсипаємість, %	$\leq 0,8$	3,3	1,3...3,8
Частка глинястої складової, %	10,5...11,5	14,28	14,50

Виходячи з представлених результатів, можна стверджувати, що всі показники є близькими до норми. Основну увагу слід звернути на те, що жодна із властивостей не знизилась після додавання оборотної стрижневої суміші, а деякі з них покращились. Це означає, що стрижнева суміш із зв'язувальною системою ортофосфornoї кислоти та пилоподібного кварцу при потраплянні в оборотну формувальну суміш не знижує її якості.

Петрик І.Я., Бурда М.Й.
(ІФНТУНГ, м. Івано-Франківськ)

ЗВ'ЯЗОК МІЖ БУДОВОЮ МЕТАЛІВ ТА ЇХ ПЛАСТИЧНІСТЮ

iyap@ukr.net

Керування механічними властивостями металів залежить від накопичення знань щодо особливостей будови структури. Відомо, що на пластичність металів впливають дефекти кристалічної ґратки. Таким чином, дослідимо зв'язок між будовою металів та їх пластичністю.

Розглянемо діаграму розтягу сталей. Нами порівнювалися границя плинності конструкційних сталей для стрижнів діаметром 25 мм, гатрування від 850° С в маслі, відпуск при 450° С. Концентрація домішкових елементів незначна, і вони присутні в однаковій кількості для кожної сталі, яку ми порівнювали, тому міцність металів визначається тільки концентрацією вуглецю. На діаграмі розтягу сталей (рис. 1,а) відбувається викривлення

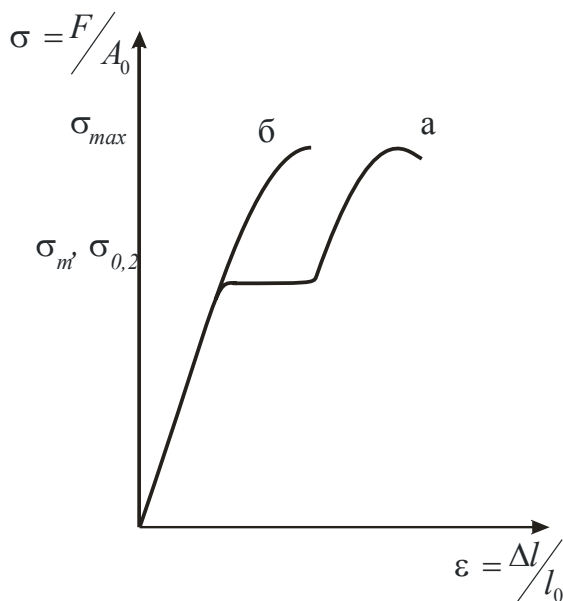


Рис. 1. Діаграма розтягу крихкої (а) та пластичної (б) сталі

діаграми, і вона переходить практично у горизонтальну ділянку. Початок пластичної деформації відповідає настанню деякого критичного стану, який крім появи залишкових деформацій, може відбуватися зі зміною температури, електропровідності чи магнітних властивостей. Виникнення плато добре узгоджується з існуванням твердофазових $\alpha \leftrightarrow \gamma$ -перетворень заліза. В результаті виконання роботи над металом йому надається енергія, яка поширюється у вигляді флуктуації [1]. В областях, де енергія рівна критичному параметру, який залежить від хімічного складу матеріалу, відбувається твердофазове перетворення. Момент перебудови кристалічної ґратки характеризується хаотичним розміщенням частинок, яке відповідає проміжному значенню між двома кристалічними ґратками, що є продуктом самоорганізації. Його ймовірність можна

описати так :

$$y = \int_0^t x(t)w_j(t + \tau)dt,$$

де y – ймовірність формування кристалічної ґратки; x – концентрація частинок, що належать певній фазі; w – флуктуації, що індукуються зовнішнім впливом.

Існування ймовірності двох кристалічних ґраток, як результат фазового перетворення, впливає на макроскопічні (насамперед – механічні) властивості. Такі явища, як пластичність, деформація або утомлюваність, пов'язані передусім з дефектами структури, які зароджуються, та еволюціонують у результаті формування у цих системах реакції на зовнішні впливи при технологічних та експлуатаційних процесах. Після стадії текучості метал знову набуває здатності чинити опір зовнішньому навантаженню, а це в свою чергу вказує на закінчення реорганізації кристалічної ґратки.

Руйнування крихкої сталі відбувається без фазових перетворень. З рис. 1, б видно, що зберігається лінійна пропорційність між навантаженням та видовженням майже до моменту руйнування. Наприклад, висока крихкість залізо-титанових сплавів пов'язана з утворенням стабільних хімічних сполук $TiFe_2$ та $TiFe$ з широкою областю гомогенності.

Сплави заліза з бором також мають високу крихкість, оскільки утворюють стійкі хімічні сполуки Fe_2B , FeB .

Отже, вивчення процесів дефектоутворення з метою керування ними є ключем до розв'язання багатьох задач практики. Момент твердофазових перетворень є невпорядкованим середовищем і займає проміжне місце між двома кристалічними ґратками.

Література:

1. Петрик І.Я. Фізико-хімічні основи дефектоутворення металів. / І.Я. Петрик, І.В. Цідило, В.Я. Лобурак. Міжнародна науково-технічна конференція «Матеріали для роботи в екстремальних умовах-4». – Київ, 2012. С. 65...67.

Пивошук А.Р., Лютий Р.В., Кеуш Д.В.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

**СТРИЖНЕВІ СУМІШІ З ОРТОФОСФОРНОЮ КИСЛОТОЮ ТА
НЕОРГАНІЧНИМИ СОЛЯМИ МЕТАЛІВ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ
ВИЛИВКІВ ІЗ ЗАЛІЗОВУГЛЕЦЕВИХ СПЛАВІВ**

andriipivoschuk@gmail.com

Сучасні технології зміцнення стрижневих сумішей розроблено і розраховано на умови масового виробництва, у той час як розвиток ливарної галузі спрямовано на створення або технічне переозброєння малих і середніх підприємств із індивідуальним або сезонним характером виробництва. У таких умовах застосування провідних світових технологій, які успішно впроваджено на заводах великих автомобільних і машинобудівних концернів, значною мірою збільшує собівартість продукції, ставить підвищені вимоги до культури виробництва і якості формувальних матеріалів.

Саме тому для розвитку ливарного виробництва України необхідним є пошук технологій, адаптованих до вітчизняних ливарних цехів, базованих на використанні доступних і недефіцитних матеріалів, з мінімальними капіталовкладеннями. До таких процесів відноситься виготовлення стрижнів із сумішей, які зміцнюються при нагріванні. Необхідне устаткування на заводах є, але через відсутність ефективних сумішей воно не завантажене.

Метою роботи є розроблення стрижневих сумішей, які зміцнюються при нагріванні, шляхом встановлення загальних закономірностей утворення зв'язувальних компонентів при взаємодії ортофосфорної кислоти з неорганічними солями металів.

У роботі було досліджено суміші з поєднаннями ортофосфорної кислоти і неорганічних солей металів: $\text{MgSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$; $\text{MnSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$; $\text{FeSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$; $\text{CoSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$; $\text{Al}_2(\text{SO}_4)_3 \cdot 18\text{H}_2\text{O}$. Під час приготування сумішей компоненти (кислота і неорганічна сіль металу) вводились окремо, у вигляді зв'язувальної композиції або розчину.

Для приготування зв'язувальної композиції змішували неорганічну сіль металу з ортофосфорною кислотою із співвідношеннями 1:1, 3:1, 5:1 та 7:1 відповідно. Витримували в печі при температурі 200 °С протягом 1 год.

Для отримання зв'язувального розчину неорганічну сіль змішували з ортофосфорною кислотою і витримували 24 год при температурі 20 °С. Після витримки утворювались розчини або суспензії. Вміст солей у них від 10 до 50%.

Експериментально встановлено, що для досягнення максимальної міцності у сухому стані стандартних зразків стрижневої суміші для кожної із неорганічних солей необхідно застосовувати різні способи сумішоприготування (табл. 1).

Таблиця 1 – Склад розроблених сумішей

Інд.	Зв'язувальний компонент	Наповнювач	Температура зміцнення, °С
1	Розчин 30% $\text{MgSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$ + 70% H_3PO_4 у кількості 6%	Пісок кварцовий $3\text{K}_5\text{O}_3\text{O}_25$	200
2	Розчин 50% $\text{MnSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$ + 50% H_3PO_4 у кількості 6%	Пісок кварцовий $3\text{K}_5\text{O}_3\text{O}_25$	150
3	Розчин 30% $\text{FeSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$ + 70% H_3PO_4 у кількості 6%	Пісок кварцовий $3\text{K}_5\text{O}_3\text{O}_25$	200
4	Розчин 10% $\text{CoSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$ + 70% H_3PO_4 у кількості 6%	Пісок кварцовий $3\text{K}_5\text{O}_3\text{O}_25$	250
5	Композиція 1 мас. ч. $\text{Al}(\text{SO}_4)_3 \cdot 18\text{H}_2\text{O}$ + 1 мас. ч. H_3PO_4 у кількості 7%	Пісок кварцовий $3\text{K}_5\text{O}_3\text{O}_25$	200

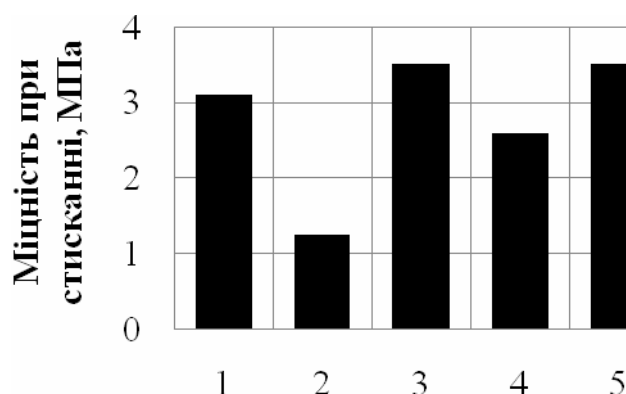


Рис. 1. Міцність зразків

Зразки зміцнювали протягом 1 год. Міцність при стисканні визначали на універсальній установці моделі УС-700. Результати наведено на рис. 1.

Із проведеного дослідження бачимо, що сульфати металів з ортофосфорною кислотою утворюють зв'язувальні системи, які дають можливість отримати міцність зразків стрижневої суміші до 3,5 МПа.

Пінькевич В.Л.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ВИКОРИСТАННЯ КОМП'ЮТЕРНОГО МОДЕЛЮВАННЯ ЯК ІНСТРУМЕНТ ПРИ РОЗРОБЛЕННІ ТА ВПРОВАДЖЕННІ У ВИРОБНИЦТВО ЛИВАРНИХ ТЕХНОЛОГІЙ

koroed777koroed@gmail.com

Одна з основних проблем отримання якісних литих виробів – груба ливарна технологія, яка розробляється технологами-ливарниками. Виходячи з практичного досвіду, в залежності від методу лиття та складності одержуваного виробу, кількість бракованих виливків на стадії відпрацювання ливарної технології варіюється від 10 до 90%. У деяких випадках брак, пов'язаний з усадковими раковинами, відсутній. Однак у цьому випадку, вихід придатного литва не перевищує 20...25%.

Вирішити зазначену проблему дозволяють системи комп'ютерного моделювання ливарних процесів. Використання цих систем дозволяє моделювати процеси заливання ливарної форми, кристалізації та охолодження виливка в ливарній формі, прогнозувати можливе виникнення дефектів, пов'язаних з ливарною технологією [1].

Наприклад, комп'ютерне моделювання з використанням комплексу програм Solid-Works – LVMFlow гідродинамічних і теплових процесів формування виливків зносостійких насадок для лопаток промислових змішувачів у комбінованих ливарних формах дозволяє ефективно прогнозувати утворення в них ділянок з усадковими дефектами. Оперативна зміна параметрів елементів моделі та ливарної форми для досягнення необхідних результатів дає можливість скоротити час і матеріальні витрати за рахунок зменшення кі-

лькості натуральних експериментів у період освоєння виробництвом нових виливків. Результати, які були отримані за допомогою ПЗ LVMFlow, досить точно співпадають з практичними дослідженнями, що паралельно були проведені [2].

Використання процесів комп'ютерного моделювання дозволяє суттєво скоротити час та трудові ресурси, необхідні для розроблення та впровадження у виробництво нової технології виготовлення виливка (у 8...9 разів) та, як наслідок, скоротити фінансові витрати на впровадження цієї технології.

На сьогоднішній день лідерами на ринку програмного забезпечення для комп'ютерного моделювання технологічних процесів у ливарному виробництві є:

- Magmasoft – Німеччина;
- WinCast – Німеччина;
- Procast – Франція;
- LVMFlow – Росія;
- PowerCast – США.

Із списку програмного забезпечення, в основу математичної моделі якого покладено метод контрольних об'ємів, можна виділити програмне забезпечення LVMFlow, яке має ряд переваг, основними з яких є:

- простота у використанні;
- інтерфейс російською мовою;
- висока швидкість моделювання;
- враховані побажання вітчизняних підприємств;
- великий спектр можливостей;
- низька вартість у порівнянні з іншим програмним забезпеченням.

Література:

1. О.В. Соценко, И.Ю. Посыпайко, А.В. Велич Компьютерное моделирование технологического процесса литья деталей энергоёмких промышленных изделий // Компрессорное и энергетическое машиностроение №2 [24] июнь 2011.– С.20...23.

2. ЗАО «НПО МКМ» (г. Ижевск), ООО «ПроМодель» (г. Воронеж) Моделирование литейных процессов: что и как выбрать? // Литейщик России. – 2010. – №5. – С.11...14.

**Погрелюк І.М.¹, Труш В.С.¹, Лук'яненко О.Г.¹, Кравчишин Т.М.¹,
Поболь І.Л.², Назарова О.І.²**

¹Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України, Україна;

**²Державний науковий заклад «Фізико-технічний інститут
НАН Білорусі», Білорусь)**

ВПЛИВ АЗОТУВАННЯ НА МЕХАНІЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ ТИТАНОВОГО СПЛАВУ VT6

trushvasyl@gmail.com

Вступ. Високоміцний ($\alpha + \beta$)-титановий сплав VT6 системи (Ti-Al-V) – один з найбільш уживаних як у нас, так і за кордоном. За літературними даними, близько 50% використовуюваного в авіакосмічній галузі титану припадає на сплав Ti-6Al-4V. Серед численних методів зміцнення поверхні – дифузійне азотування титанових сплавів залишається перспективним, ефективним і економічно виправданим методом хіміко-термічного оброблення. Азотування високоміцних ($\alpha + \beta$)-титанових сплавів за діючими в авіаційній галузі технологічними інструкціями, хоча й забезпечує необхідний рівень

зміцнення поверхні та приповерхневих шарів, проте погіршує результат попереднього термічного оброблення, яке задає рівень об'ємного зміцнення матеріалу.

Мета роботи – встановити вплив оброблення в контрольованому азотовмісному газовому середовищі на механічні властивості титанового сплаву ВТ6.

Методика досліджень. Азотування сплаву ВТ6 здійснювали на установці, розробленій та виготовленій у ФМІ НАН України. Азотування сплаву ВТ6 здійснювали в розрідженому динамічному потоці азоту за кількома режимами рис. 1.

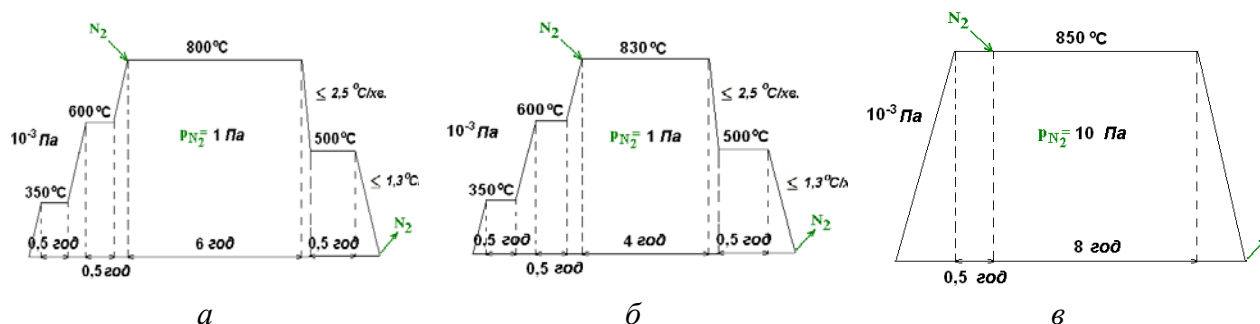


Рис. 1. Схеми термічного та хіміко-термічного оброблення титанового сплаву ВТ6: а – R1; б – R2; в – R3

Результати досліджень. За результатами досліджень на розрив зразків сплаву ВТ6 встановлено, що всі проведені хіміко-термічні оброблення задовольняють вимоги технічного завдання за рівнем міцності сплаву (900...950 МПа) (табл. 1). Найменша втрата міцності сплаву (σ_B і $\sigma_{0,2}$) спостерігається після азотування за режимом R1 (на 1,3 і 1,2% відповідно), а найбільша – за режимом R3 (на 2,6 і 3,1% відповідно). Аналогічні закономірності спостерігаються і для відносних видовження і звуження. Найнижче значення цих характеристик фіксується після хіміко-термічного оброблення за режимом R3 – ізотермічне азотування. Тенденція до збільшення відносного видовження у зразків сплаву після цього режиму хіміко-термічного оброблення найменша, а зниження рівня відносного звуження – найбільше (на 19,2%).

Таблиця 1 – Механічні характеристики сплаву ВТ6 після ХТО*

Характеристика	Режими		
	R1	R2	R3
σ_B , МПа	924	905	912
$\sigma_{0,2}$, МПа	878	873	861
δ , %	10,7	10,5	9,9
ψ , %	41,2	41,8	37,9

* Випробування виконані на зразках згідно ГОСТу 1497-84.

Висновки. Таким чином, азотування за режимом R1 забезпечує найвищий рівень механічних характеристик (σ_B , $\sigma_{0,2}$, δ , ψ) сплаву ВТ6 з регламентованим рівнем приповерхневого зміцнення. Тобто, таке оброблення суміщає в одному технологічному циклі формування азотованого шару заданих параметрів та термічне оброблення матриці сплаву для забезпечення необхідного рівня міцності.

Погрелюк І.М., Лаврись С.М., Кравчишин Т.М.
(ФМІ НАН України, м. Львів)

ОСОБЛИВОСТІ АЗОТУВАННЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВУ ВТ22 ЗА СУМІЩЕННЯ ІЗ ЙОГО ШТАТНОЮ ТЕРМІЧНОЮ ОБРОБКОЮ

serhiy-92@yandex.ua

На сьогоднішній день найперспективнішою, ефективною та економічно виправданою поверхневою хіміко-термічною обробкою (ХТО) високоміцних титанових сплавів залишається азотування. Воно технологічно просте, забезпечує надійні фізико-хімічні та триботехнічні характеристики оброблювальних поверхонь та не потребує додаткових технологічних операцій. Азотування двофазного титанового сплаву за діючими технологічними інструкціями хоча і забезпечує необхідний рівень приповерхневого зміцнення, проте нівелює результати попередньої термічної обробки сплавів, яка задає рівень міцнісних характеристик. У даній роботі обговорено результат суміщення в одному технологічному циклі формування азотованого шару заданих параметрів і термічної обробки сплаву ВТ22 для отримання зносотривкого поверхневого шару за збереження регламентованого рівня міцнісних характеристик матеріалу. Штатну термічну обробку (ШТО) сплаву ВТ22 проводили за трьохступінчатим режимом: нагрівання до температури 820...850 °С, витримка 1...3 год (І ступінь), охолодження з піччю до – 740...760 °С, 1...3 год, охолодження на повітрі (ІІ ступінь) з подальшим охолодження до – 500...650 °С, 2...4 год, охолодження з піччю (ІІІ ступінь). Насичення азотом здійснювали на І і на ІІ ступенях ШТО, причому процес супроводжувався різними ізотермічними витримками (1, 2 та 3 години).

Аналізуючи кінетичні залежності азотування сплаву ВТ22, можна стверджувати, що приріст маси зразків збільшується після ХТО як на І, так і на ІІ ступенях штатної термічної обробки. Найвищий приріст маси в обох випадках отримуємо після експозиції 3 години. Слід зазначити, що на І ступені термічної обробки інтенсивність термодифузійного насичення азотом в 1,5...1,8 раза більша, ніж на ІІ ступені, що є свідченням більшої дифузії азоту в титан, а отже, і активнішого нітридоутворення на поверхні за вищої температури.

Якість поверхні, а саме шорсткість, після азотування зростає за насичення на І ступені ШТО, і тим більше, що більша часова експозиція процесу. Зі зниженням температури азотування до 750 °С (ІІ ступінь ШТО) погіршення якості поверхні менш відчутне. При цьому параметр R_a після різних режимів термодифузійного насичення не виходить за межі якості чистоти вихідних зразків.

Найбільший приріст поверхневої мікротвердості спостерігали після термодифузійного насичення азотом за вищої температури (на І ступені ШТО), що в 1,4 раза більше порівняно з насиченням за нижчої температури (на ІІ ступені ШТО). Причому така тенденція поверхневого зміцнення сплаву ВТ22 спостерігається незалежно від часу азотування, що якісно підтверджує домінуючий вплив температури насичення перед його тривалістю. Найвища поверхнева твердість зафіксована після азотування на І ступені ШТО з витримкою 3 години.

Зі збільшенням температурно-часових параметрів суміщеного з ШТО азотування зростає глибина зміцненого шару. Найглибший зміцнений шар забезпечується за температури І ступеню ШТО після 3 годин витримки в азоті (~ 55 μm). Глибина проникнення азоту за температури І ступеня ШТО є більшою у порівнянні з насиченням на ІІ ступені у 2,5...3 рази, і така тенденція зберігається за усіх часових експозицій термодифузійного насичення.

Таким чином, азотування, суміщене зі ШТО забезпечує якість обробленої поверхні двофазного титанового сплаву ВТ22 в межах якості чистоти матеріалу до оброблення за усіх досліджуваних режимів насичення. Найвищий рівень приповерхневого зміцнення (поверхнева мікротвердість, глибина азотованого шару) спостерігали після термодифузійного насичення азотом за вищої температури (на І ступені ШТО), що в 1,4 рази більше за насичення за нижчої температури (на ІІ ступені ШТО). При цьому вплив температури насичення на характеристики зміцненого шару домінує перед тривалістю насичення.

Погрелюк І.М., Швачко Х.С.
(ФМІ НАН України, м. Львів)

КІНЕТИЧНІ ЗАКОНОМІРНОСТІ ВЗАЄМОДІЇ СПЕЧЕНОГО ТИТАНУ З РОЗРІДЖЕНИМ АЗОТОМ

irynapohrelyuk@gmail.com

Вироби та заготовки з титанових сплавів широко застосовують у авіабудуванні, загальному та хімічному машинобудуванні, харчовій промисловості, медицині, тощо. Вони працюють у складних умовах, в тому числі за дії агресивного середовища, високої температури. Проте їх використання обмежують схильність до налипання, схоплювання в парах тертя з іншими металами, а також велика вартість виробів. Отримання заготовок методами порошкової металургії, шляхом пресування і наступного спікання, дозволяє істотно знизити вартість продукції у порівнянні з заготовками, виготовленими за традиційною технологією, зменшити кількість технологічних операцій механічного оброблення. Структура виробів, отриманих методом порошкової металургії, відрізняється від виготовлених традиційно хаотично розміщеними порами, переважно неправильної форми, а також підвищеною дефектністю кристалічної структури спечених матеріалів (вища щільність вакансій, особливо поблизу пор; велика густина дислокацій; значна протяжність меж зерен). Така структура негативно впливає на фізико-хімічні властивості матеріалу, зокрема, на корозійну тривкість. Ефективним методом підвищення антикорозійних характеристик, поверхневого зміцнення та покращення триботехнічних характеристик титану, отриманого традиційно, є застосування методів інженерії поверхні: термодифузійного насичення поверхневого шару металу елементами втілення, зокрема азотом. Метою проведених досліджень було оцінити ефективність означеного підходу до захисту від корозії для титану, отриманого методом порошкової металургії.

У даній роботі представлено результати вивчення кінетики термодифузійного насичення спеченого технічно чистого титану ВТ1-0 у розрідженій динамічній атмосфері азоту та оцінено поверхневий зміцнювальний ефект азотування.

Азотували зразки технічно чистого титану ВТ1-0, отримані за традиційною технологією (компактні) та зразки, виготовлені методом порошкової металургії (спечені). Спечені зразки виготовляли із порошку титану марки ПТ5-1 (ТУ У 14-10-026-98). Залишкова поруватість зразків близько 8%. Термодифузійне насичення зразків проводили в розрідженій динамічній атмосфері азоту ($p_{N_2} = 1$ Па). Використовували газоподібний азот технічної чистоти (ГОСТ 929374). Температура азотування 800 °С, тривалість 5, 10 та 20 год.

Встановлено, що інтенсивність взаємодії з азотом зразків, отриманих методом порошкової металургії, вища, ніж зразків, отриманих традиційно. Значення параболічної константи швидкості азотування K_p на порядок більші ($2,08 \times 10^{-15}$ проти $2,45 \times 10^{-16}$ г²/(см⁴×с) відповідно). Зразки, виготовлені методом порошкової металургії, інтенсивніше насичуються азотом, оскільки в пористих матеріалах густина дефектів кристалічної ґратки значно більша, ніж у компактних. При цьому визначальну роль відіграють пори, котрі виходять на поверхню зразка. За наявності відкритої пористості відбувається транспортування азоту до внутрішніх шарів зразка і протікання процесів азотування у глибині зразка.

Про ефект зміцнення поверхні титанових сплавів після хіміко-термічного оброблення свідчить поверхнева мікротвердість. У вихідному стані твердість компактних та спечених зразків практично ідентична та становить ≈ 2 ГПа. При збільшенні ізотермічної витримки спостерігали загальну тенденцію до підвищення поверхневої мікротвердості, а отже, і до вищого рівня зміцнення титану незалежно від технології його отримання. Поверхнева мікротвердість спечених зразків виходить на рівень з компактними незалежно від часу ізотермічної витримки: зі збільшенням ізотермічної витримки 5→10→20 год поверхнева мікротвердість компактних зразків змінювалася 8,9→9,8→10,4 ГПа відповідно, тоді як спечених – 8,5→10,2→10,3 ГПа.

Пригунова А.Г.¹, Петров С.С.², Пригунов С.В.³, Дядюра А.С.³
(¹ФТІМС НАН України, м. Київ; ²НМетАУ, м. Дніпро;
³КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ВПЛИВ ОБРОБЛЕННЯ РОЗПЛАВУ ІМПУЛЬСНИМ ЕЛЕКТРИЧНИМ СТРУМОМ НА СТРУКТУРУ І ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВУ АК5М2 В ЛИТОМУ ТА ТЕРМООБРОБЛЕНОМУ СТАНАХ

andreyka94@ukr.net

Виробництво первинного алюмінію на території України відсутнє. Для забезпечення потреби промисловості в алюмінієвих сплавах використовується вторинна сировина – брухт та відходи, які містять значну кількість шкідливих домішок, головним чином заліза, яке погіршує фізико-механічні та ливарні властивості виливків.

Численні дослідження структури і властивостей в рідкому і твердому станах свідчать про їх генетичний взаємозв'язок. У технологічному ланцюзі "шихта – розплав – виливок" рідина несе інформацію про природу сировинних матеріалів, їх якість та є благодатним об'єктом для поліпшення структури і властивостей литих виробів фізико-хімічними впливами на розплав, зокрема електричним струмом.

Наявність подвійних і потрійних евтектик, у складі яких є інтерметалід FeSiAl_5 (β) у вигляді грубих пластин – концентраторів напруження, є ключовою відмінністю між первинними сплавами та вторинними. Зміну структури і властивостей, а також вплив термічного оброблення на сплав АК5М2 після оброблення його в рідкому стані імпульсним електричним струмом не досліджено.

У вихідному сплаві АК5М2 при співвідношенні $\text{Mn:Fe} = 0,35$ після твердого розчину алюмінію з рідини виділяється фаза $(\text{Fe,Mn,Cu})_3\text{Si}_2\text{Al}_{15}$ (α) за евтектичними реакціями: $\text{P} \rightarrow \alpha + \text{Al}_\alpha$ і $\text{P} \rightarrow \alpha + \text{Si} + \text{Al}_\alpha$, але її об'ємна частка не перевищує 1,3%. Фаза β разом з алюмінієм і кремнієм входить до складу потрійної евтектики ($\beta + \text{Si} + \text{Al}_\alpha$) і є основною структурною складовою.

Оброблення рідкого сплаву АК5М2 імпульсним електричним струмом у діапазоні частот від 500 до 6000 Гц, при зміні щільності від 5 до 35 А/см², призводить до практично повної заміни фази β на α . Найбільш ефективним режимом оброблення є: $\nu = 500$ Гц, $j = 7 \dots 20$ А/см², що сприяє підвищенню міцності вторинного сплаву АК5М2 на 50%, пластичності у 3,6 рази, твердості на 15%. За рівнем механічних властивостей це відповідає сплавам АК5М і АК5Мч, що виплавляються з первинних металів.

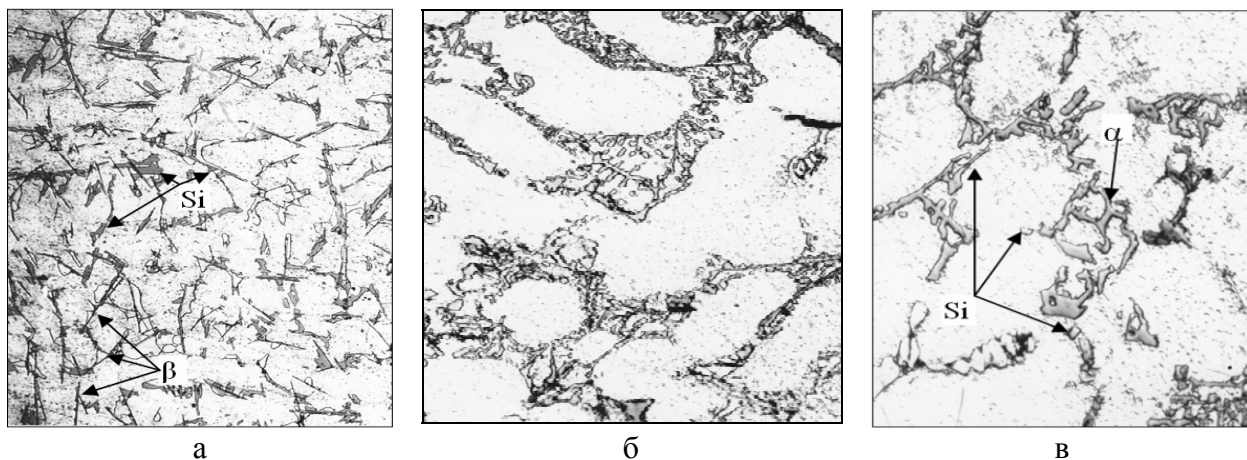


Рис. 1. Мікроструктура сплаву АК5М2: а – вихідний сплав, б – після оброблення імпульсним електричним струмом, в – після додаткового термічного оброблення (Т6)

Термічне оброблення сплавів, виготовлених із вторинної сировини і оброблених у рідкому стані однополярним імпульсним електричним струмом, засвідчило, що, незважаючи на те, що процес тверднення здійснюється за метастабільною діаграмою нерівноважного стану, залізовмісні фази, які формуються, характеризуються стабільністю структури та морфології (рис. 1).

Термічне оброблення виливків, одержаних із сплавів, оброблених в рідкому стані однополярним імпульсним електричним струмом, сприяє додатковому підвищенню їх механічних властивостей. Зокрема, при режимах Т5, Т6 зростання межі міцності і лінійного подовження відповідно складає 25,0% і у 1,1 рази, при підвищенні твердості сплаву на 10,1%. При цьому, різниця у властивостях між вихідним сплавом і таким, що був оброблений імпульсним електричним струмом з наступним термічним обробленням за режимами Т5, Т6, досить суттєва і становить: міцність, пластичність і твердість сплавів підвищилися відповідно на 32,3%, у 4 рази і на 1,3%.

**Прыгунова А.Г., Кошелев М.В., Шеневидько Л.К., Бабюк В.Д.,
Житков Е.А., Вернидуб А.Г.**

(ФТИМС НАН України, г. Киев)

ТЕРМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ И СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ СПЛАВА АД31, ОБРАБОТАННОГО В ЖИДКОМ СОСТОЯНИИ КРАТКОВРЕМЕННЫМИ ИМПУЛЬСАМИ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА

Ранее установлено положительное влияние обработки расплава электрическим током на структуру и свойства литейных сплавов системы Al-Si. В работе исследованы параметры кристаллизации, микро- и макроструктура деформируемого сплава АД31 (мас. %: Cu-0,1; Mg-0,45...0,9; Mn-0,1; Zn-0,2; Fe-0,5; Si-0,2...0,6; Ti-0,15) после воздействия на жидкую фазу ($t = 700^\circ\text{C}$) кратковременными импульсами электрического тока, с периодическим (циклическим) изменением их частоты от 30 до 30000 Гц. Общее время процесса не превышало 5...6 с. Охлаждение расплава осуществлялось со скоростью порядка $2^\circ\text{C}/\text{с}$. Результаты дифференциального термического анализа (ДТА) процесса кристаллизации сплава АД31 представлены на рис. 1.

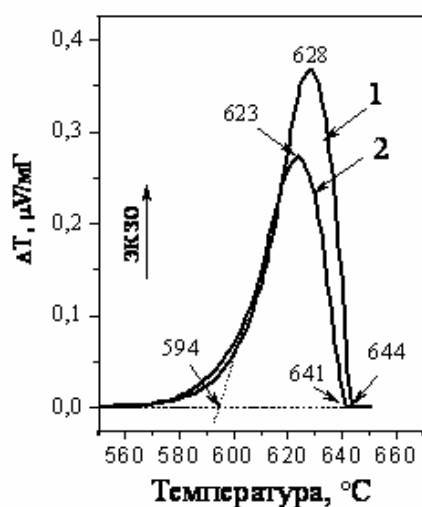


Рис. 1. Приведенные кривые ДТА образцов исходного сплава АД31 (1) и обработанного импульсным электрическим током (2)

Они свидетельствуют, что электрический ток приводит к понижению температуры начала кристаллизации, при практически одинаковой с исходным расплавом температурой полного затвердевания. Уменьшается скрытая теплота кристаллизации. Наиболее вероятно, это связано с гомогенизацией и уменьшением размера структурных составляющих (кластеров) расплава. Уменьшается величина макрозерна (рис. 2), которая в центральной части слитка в среднем составляет: 300...500 мкм – в исходном образце, 100...200 мкм – в обработанном электрическим током.

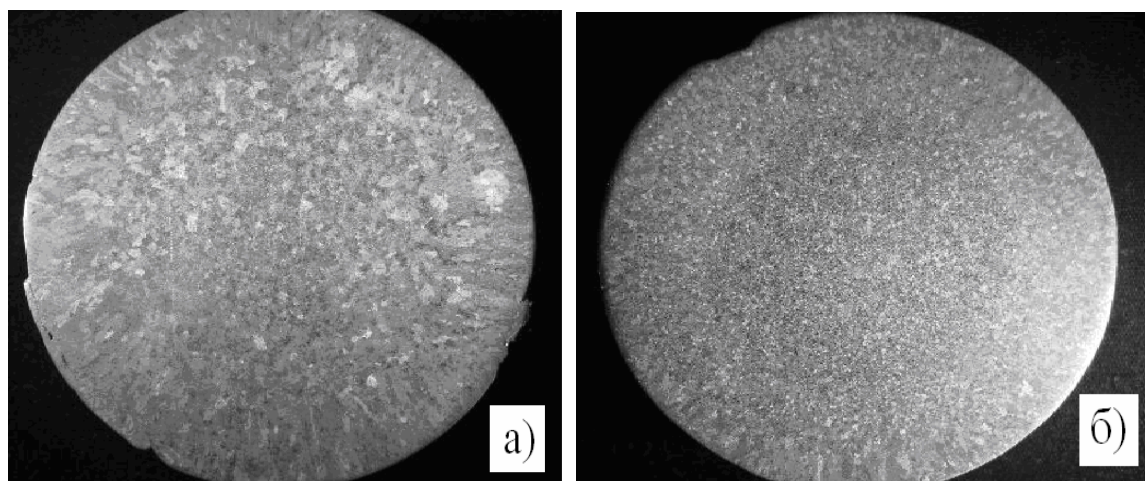


Рис. 2. Макроструктура сплава АД31: а – исходное состояние, б – после обработки импульсным электрическим током

Сплав АД31 относится к системе Al-Mg-Si. Помимо первичных кристаллов твердого раствора алюминия (Al_α), в нем присутствуют фазы: Si, Mg_2Si , Mg_5Si_8 , входящие в состав двойных и тройных эвтектик с Al_α . На фотографиях микроструктур (рис. 3) они выглядят в виде темной сетки по границам зерен Al_α .

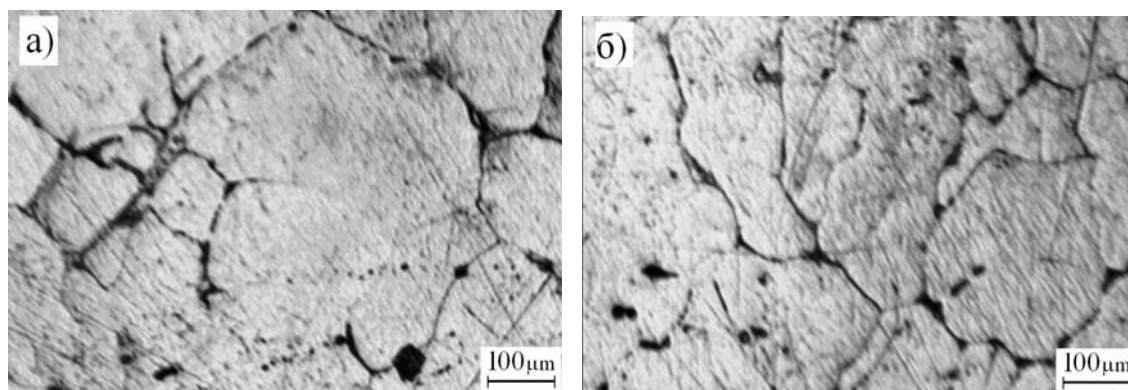


Рис. 3. Микроструктура сплава АД31: а – исходное состояние, б – после обработки импульсным электрическим током

Обработка расплава электрическим током приводит к увеличению микротвердости Al_α с 65 до 71 МПа и некоторому уменьшению объемной доли эвтектик. Последнее свидетельствует о разрушении межатомных связей в кластерах типа Mg_xSi_y под влиянием сильного энергетического воздействия, об увеличении концентрации атомов Mg и Si в разупорядоченной зоне расплава, представляющей собой микрообласти со статистическим распределением атомов Al, Mg и Si. Вследствие этого при кристаллизации образуется пересыщенный раствор алюминия с более высокой микротвердостью.

Прилуцький М.І., Боровик В.В.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ВИКОРИСТАННЯ ТЕХНОГЕННИХ ВІДХОДІВ ДЛЯ ОТРИМАННЯ СТАЛЕЙ

bl003@mail.ru

В останні роки спостерігається підвищений інтерес до вторинних матеріалів, які утворюються в металургійному виробництві та суміжних галузях. Це обумовлено тим, що значно скорочуються запаси сировини чорних і кольорових металів, відбувається постійне зростання цін на мінеральну сировину та поглиблюються екологічні проблеми. В той же самий час зростають обсяги промислових відходів металургійного виробництва, що призводить до збільшення економічних втрат на їх транспортування, складування та зберігання.

У даний час велику частину сталей отримують двоохстадійним способом, що включає виплавлення чавуну з рудної сировини і рафінування його від вуглецю та інших домішок у сталеплавильних агрегатах.

Процеси прямого отримання заліза не вимагають застосування дефіцитного коксу, дають можливість організувати рентабельне виробництво металу безпосередньо з руд, а також відходів, що містять оксиди заліза і легувальних елементів, що забезпечує отримання високоякісних сталей.

Процеси безкоксової металургії можуть здійснюватися у різних агрегатах при різних технологічних умовах. Умовно процеси безкоксової металургії поділяють на два великі класи: рідкофазні та твердофазні.

При твердофазному відновленні заліза видалення кисню з руди за рахунок твердого та газоподібного відновника відбувається при температурі приблизно 1100 °С.

У даний час процеси твердофазного відновлення освоєні в промисловості і їх продукти використовуються при виплавленні сталі в дугових електропечах, кисневих конверторах та інших сталеплавильних агрегатах. Основні способи прямого відновлення в промисловому масштабі можна розділити на чотири групи.

Способи прямого відновлення в шахтних печах є найбільш ефективними за інтенсивністю протікання процесів теплообміну і відновлення. Висока газопроникність шихти досягається за рахунок застосування окускованих матеріалів.

Спосіб Охалата і Ламина (HyL-процес) передбачає відновлення руди або окатишів у періодично діючих ретортах з нерухомим шаром. Відновлювальний газ отримують методом парової конверсії природного газу, хоча можливе використання інших газоподібних видів палива або нафти.

З усіх відомих процесів твердофазного відновлення найбільшого поширення набули способи, в яких використовуються трубчасті печі: СЛ-РН, Круппа і ін. У цих процесах в якості відновника і палива застосовують дрібний кокс, бітумінозне вугілля, буре вугілля і його напівкокс, антрацит і ін. З метою зменшення переходу сірки палива в відновлений продукт в шихту вводять вапняк або доломіт. Отриманий напівфабрикат піддають певній обробці для виділення губчастого заліза, відновника, золи палива і відпрацьованого вапняку.

Способами FIOR і HIB представлений процес відновлення тонкоподрібнених залізних концентратів в реакторах киплячого шару.

З усіх відомих способів прямого одержання заліза найбільшого поширення набув спосіб Мідрекс. Цей спосіб є лідером у світовій практиці за сумарною потужністю установок, обсягом виробленої продукції і характеризується відносно низькою витратою енергії.

Перероблення промислових відходів може заощадити для підприємства багато коштів. Залучення вторинних матеріалів у сировинний оборот дає можливість підприємству певною мірою вирішити проблеми забезпечення сировиною, скоротити витрати на її видобуток та перероблення, знизити промислові викиди в атмосферу і гідросферу, а також прискорити рекультивацію порушених земель і повернення їх сільському господарству.

Прокопенко С.В.¹, Наумик В.В.²

(¹АТ «Мотор Січ»; ²ЗНТУ, м. Запоріжжя)

ВИРОБНИЦТВО ЛИВАРНОГО АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ ПІДВИЩЕНОЇ ЧИСТОТИ ДЛЯ АВІАЦІЙНОГО МАШИНОБУДУВАННЯ

naumik@zntu.edu.ua

Розвиток авіаційного двигунобудування багато в чому визначається створенням нових та вдосконаленням існуючих матеріалів, технологічних процесів їх отримання та режимів термічного оброблення, застосування яких дозволяє покращувати найважливіші характеристики двигуна.

Однією з головних цілей є зниження ваги двигуна для забезпечення економії палива та зменшення шкідливих викидів у навколишнє середовище, а також підвищення його ресурсу. Це досягається за рахунок зниження ваги його деталей і підвищення їх механічних властивостей. Для цього сплав, з якого виготовляються деталі, має володіти достатнім запасом міцності, пластичності та інших механічних властивостей. Це дозволить зменшити товщину стінок деталі, при цьому зберегти високий рівень їх експлуатаційних властивостей.

Сучасні широко застосовувані алюмінієві ливарні сплави втрачають міцність при температурах, які перевищують 200 °С, що може призвести до руйнування деталей двигуна. Найбільш поширені в практиці вітчизняного авіадвигунобудування ливарні алюмінієві сплави АЛ5 і АЛ9 мають рівень міцності 225 МПа, відносно подовження 0,5...1,0% і твердість HB 70 (для сплаву АЛ9 – Т6 і АЛ5 – Т6). Ці властивості вже не задовольняють у повній мірі сучасним умовам експлуатації авіаційних двигунів у зв'язку з означеними вимогами щодо ресурсу, ваги і підвищення робочої температури.

Одним з широкоживаних за кордоном комерційних ливарних алюмінієвих сплавів є А356. Також відомі його модифікації, які відрізняються додатковим легуванням такими елементами, як хром, цирконій, марганець, мідь, магній, що дозволяє забезпечити більш високі показники міцності та тривалої міцності при підвищених температурах за рахунок утворення при старінні дрібнодисперсних термостійких виділень.

Особливе значення має ступінь чистоти сплаву. В сучасних умовах виливки з алюмінієвих сплавів виготовляються при багаторазовому використанні в якості шихти вторинних матеріалів, що призводить до суттєвого насичення їх найрізноманітнішими домішками та підвищення вмісту неметалевих включень. Через таке забруднення сплав неминує втрачає рівень всього комплексу фізико-механічних властивостей, а перш за все пластичність. Беззаперечно можна вважати, що саме ступінь чистоти основи ливарного сплаву є мірою, яка обмежує можливості принципового застосування додаткового легування для підвищення міцності при збереженні необхідного рівня пластичності.

Таким чином, актуальною є задача розроблення технології виробництва і термічного оброблення ливарного алюмінієвого сплаву підвищеної чистоти, властивості якого дозволять знизити вагу відповідальних, навантажених великогабаритних корпусних деталей авіаційного машинобудування і підвищити їх ресурс.

На базі комплексу проведених досліджень планується обґрунтовано підібрати склад, розробити технологію виготовлення і режим термооброблення ливарного алюмінієвого сплаву підвищеної чистоти для виготовлення відповідальних алюмінієвих литих деталей авіаційного машинобудування, які за своїми властивостями не поступаються сучасним світовим аналогам. Встановити залежності між хімічним складом, ступенем чистоти, теплофізичними механічними та експлуатаційними властивостями алюмінієвого ливарного сплаву для відповідальних корпусних виливків авіаційних двигунів.

Прудкий О.В.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ВПЛИВ МОДИФІКУВАЛЬНИХ ДОБАВОК НА ВЛАСТИВОСТІ ГІПСО-КРЕМНЕЗЕМИСТИХ СУМІШЕЙ

sawney96@ukr.net

До виливків, які отримують методом лиття за моделями, що витоплюються, ставлять особливо високі вимоги. Для отримання точних виливків із сплавів кольорових та благородних металів у сучасному виробництві використовуються в основному гіпсо-кремнеземисті формувальні суміші.

Гіпсо-кремнеземиста суміш складається з таких компонентів [1]:

- наповнювача – діоксид кремнію SiO_2 (кварцовий пісок або кристобаліт);
- зв'язувального компонента – гіпс (гідрат сульфату кальцію) $\text{CaSO}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$;
- розчинника – вода H_2O ;
- добавок.

Гіпсові в'язучі (ГВ) матеріали мають ряд унікальних властивостей, з яких можна виділити перш за все високу швидкість твердіння, що забезпечує можливість виготовлення багатьох виробів на потокових автоматизованих лініях. Роботи дослідників були спрямовані на регулювання властивостей гіпсових в'язучих і сумішей з ними [2].

Крім гіпсу, кварцу й кристобаліту у формувальні суміші вводять добавки, які змінюють час тверднення формомаси, величину її в'язкості або текучості, впливають на окислювально-відновлювальні процеси в порожнині ливарної форми в процесі її заливання металом і кристалізації виливків, сприяють видаленню піни й повітря при підготовці формомаси шляхом вакуумування.

Приблизний рецептурний склад у більшості марок формомас різних виробників майже однаковий: 70...80% вогнетривкого наповнювача, 20...30% гіпсу і спеціальних добавок.

Кардинальне поліпшення властивостей гіпсових в'язучих досягається в їх композиції з портландцементом і активними мінеральними добавками.

Гіпсо-цементно-пуцоланові (ГЦПВ) і гіпсо-цементно-шлакові в'язучі, розроблені Волженським О.В., поряд з високою водостійкістю характеризуються і безперервним зростанням міцності. Просте комбінування будівельного гіпсу з портландцементом і активними мінеральними добавками не забезпечує в достатній мірі найбільш ранню міцність композиційного в'язучого [3].

У системі з добавкою полікарбоксилатного ефіру Stachement 2280 досягається найбільший ступінь завершеності структуроутворення і, відповідно, максимальна (8,9 МПа) міцність гіпсового каменю. При використанні суперпластифікаторів меламіноформальдегідного і нафталіноформальдегідного типів досягається міцність 6,7 і 6,3 МПа; в бездобавочній системі міцність становить 5,2 МПа.

Сучасні суперпластифікатори 1-ї групи 1-го класу за ДСТУ Б В.2.7-65-97 або добавки 1-ї категорії за пластифікувальною дією призначені, переважно, для цементних систем. Поліщук-Герасімчук Т.О. запропонував змішувати суперпластифікатори на основі поліакрилатних або полікарбоксилатних полімерів з негашеним вапном у оптимальному співвідношенні, що дозволяє різко знизити водопотребу гіпсового в'язучого β-модифікації до водогіпсового відношення $\leq 0,35$ [4].

Сповільнювачі тужавіння – важливі функціональні добавки, які забезпечують збільшення живучості і міцності розчинної гіпсової суміші. Відомо, що гіпсові в'язучі швидко тверднуть, і рішення цієї задачі полягає в правильному виборі добавок [5].

Найбільш повна класифікація добавок за механізмом їх дії на гіпсові розчини запропонована В. Б. Ратіновим і Т. І. Розенбергом [6].

Література:

1. Литейные формовочные материалы. Формовочные, стержневые смеси и покрытия: Справочник. / Болдин А.Н., Давыдов Н.И., Жуковский С.С. и др. – М.: Машиностроение, 2006. – 507 с.

2. Вплив поверхнево-активних речовин на властивості гіпсокремнеземистих формувальних сумішей для точних виливків / Кочешков А.С., Зубер О.Ю., Шульга Г.С., Іванкович Є.В. – Краматорськ: ДГМА, 2009 – С.128...132.
3. Волженский А.В. Минеральные вяжущие вещества (Технология и свойства) / Волженский А.В., Буров Ю.С., Колокольников В.С. – Москва: Стройиздат, 1973. – 479 с.
4. Поліщук-Герасимчук Т.О. Ефективні сухі будівельні суміші на основі модифікованих гіпсових і фосфогіпсових в'язучих. – Львів: Національний університет «Львівська політехніка», 2009. – 48 с.
5. Гіпсокремнеземисті суміші з комплексним вогнетривким наповнювачем для лиття за моделями, що витоплюються / Кочешков А.С., Кириленко Г.Ю. / Метал і литво України, – №10 – 2015, – С.30...35.
6. Ратинов Б.В. Добавки в бетон / Б.В. Ратинов, Т.И. Розенберг. – Москва: Стройиздат, 1989. – 186 с.

Репях С.И., Костикова Е.И., Матюха М.В., Усенко Р.В.

(НМетАУ, г. Днепр)

ВЛИЯНИЕ ПЛАКИРОВАНИЯ ОБСЫПНОГО МАТЕРИАЛА ЖИДКОСТЕКЛЬНОЙ КЕРАМИЧЕСКОЙ ОБОЛОЧКОВОЙ ФОРМЫ НА ЕЁ ПРОЧНОСТЬ И ЦЕЛОСТНОСТЬ ПЕРВОГО СЛОЯ

123rs@ua.fm

В исследованиях для выполнения первого слоя жидкостекльной керамической оболочковой формы (ЖКО) использовали стекло натриевое жидкое с величиной силикатного модуля $M_{SiO_2} = 2,9$, удельной плотностью $1135...1145 \text{ кг/м}^3$ (для первого слоя ЖКО) и $1275...1285 \text{ кг/м}^3$ (для второго и последующих слоёв ЖКО); песок кварцевый с преимущественным размером частиц $0,2 \text{ мм}$; кварц молотый пылевидный с преимущественным размером частиц $0,05 \text{ мм}$. Плакирование поверхности частиц кварцевого песка осуществляли чистым жидким стеклом (ЖС), а также суспензиями жидкого стекла с пылевидными силикат-глыбой (СГ) и кальцийсодержащим стеклом (ОС). Величина наполненности (массовое отношение пылевидного кварца к жидкому стеклу в суспензии) огнеупорной суспензии пылевидным кварцем для первого слоя составляла $f = 1,88$. Условная вязкость огнеупорной суспензии (ЖС + кварц пылевидный) по вискозиметру ВЗ-4 находилась в пределах от 28 до 30 с.

Исследования проводили на плоских образцах ЖКО, изготовленных на поверхности стеклянных пластин ($3 \times 100 \times 150 \text{ мм}$), предварительно покрытых слоем модельного состава с максимальной толщиной $0,3 \text{ мм}$.

Сушку слоёв ЖКО осуществляли в потоке воздуха при температуре $32...35^\circ\text{C}$. Оценку влияния плакирования кварцевого песка на целостность первого слоя ЖКО проводили визуально, выявляя наличие трещин на торцах слоя покрытия и его отслаивания от поверхности модельного состава. Предел прочности при статическом изгибе исследовали на плоских образцах по трёхточечной схеме их нагружения. Перед испытаниями часть образцов высушивали в СВЧ-печи в течение 2 минут, а часть высушенных образцов прокаливали при $(950 \pm 10)^\circ\text{C}$ в течение 1-го часа и охлаждали вместе с печью.

По результатам выполненных исследований установлено, что из числа использованных плакирующих материалов только кварцевый песок, плакированный смесью жидкого стекла с кальцийсодержащим материалом в количестве более 9% (сверх 100% ЖС с удельной плотностью 1145 кг/м^3) обеспечивает целостность первому высушенному слою ЖКО. Плакирование кварцевого песка не повлияло на величину предела прочности при статическом изгибе исследованных ЖКО, который составлял $7,2...7,7 \text{ МПа}$ у непрокалённой ЖКО и $1,0...1,5 \text{ МПа}$ у предварительно прокалённых ЖКО.

Репях С.И., Костикова Е.И., Матюха М.В., Усенко Р.В.

(НМетАУ, г. Днепр)

**ВЛИЯНИЕ ПАВ НА СМАЧИВАЕМОСТЬ, КРОЮЩУЮ
СПОСОБНОСТЬ ВЫПЛАВЛЯЕМОЙ МОДЕЛИ
ЖИДКОСТЕКЛЬНОЙ СУСПЕНЗИЕЙ И КАЧЕСТВО БРОНЗОВЫХ
ОТЛИВОК**

123rs@ua.fm

В исследованиях использовали стекло натриевое жидкое с величиной силикатного модуля $M_{SiO_2} = 2,9$ и удельной плотностью $1135...1145 \text{ кг/м}^3$; песок кварцевый с преимущественным размером частиц $0,2 \text{ мм}$; кварц молотый пылевидный с преимущественным размером частиц $0,05 \text{ мм}$; модельный состав на основе парафина.

В качестве поверхностно-активного вещества (ПАВ) для огнеупорной жидкостеклянной суспензии на первый слой КО использовали кислоту абиетиновую, натриевые соли жирных кислот и растительное масло.

Смачиваемость жидкостеклянной суспензией поверхности выплавляемой модели (ВМ) и качество бронзовых отливок (бронза БрА9ЖЗЛ), залитых в жидкостеклянные керамические оболочковые формы (КО), оценивали визуально. Для заливки четырёхслойные КО предварительно прокаливали в течение 2-х часов при температуре $(950 \pm 10)^\circ\text{C}$ и подавали под заливку при этой же температуре.

Установлено, что из числа исследованных ПАВ смачиваемость поверхности ВМ жидкостеклянной огнеупорной суспензией обеспечивают только вводимые в неё натриевые соли жирных кислот и абиетиновая кислота. При этом минимально допустимое содержание данных веществ в огнеупорной суспензии составляет $k_{\text{ПАВ}} = 0,15...0,17\%$ от её массы.

Увеличение количества вводимых в суспензии натриевых солей жирных кислот или абиетиновой кислоты повышает склонность суспензии к образованию пены. При этом, чрезмерное повышение количества абиетиновой кислоты в суспензии приводит ещё и к сокращению её живучести с более чем 6 месяцев до нескольких дней.

Кроющая способность жидкостеклянной суспензии по поверхности ВМ монотонно повышается с увеличением соотношения массы пылевидного кварца к массе жидкого стекла в суспензии от $f = 1,47$ до $f = 1,80$ и при дальнейшем увеличении резко возрастает с последующим монотонным характером роста после $f = 1,9$. Наличие “ступеньки” у данной зависимости обусловлено нехваткой жидкой фазы, играющей в суспензиях роль смазки, при перемещении в них твердых частиц. Соответственно, жидкостеклянные суспензии, используемые для выполнения первого слоя ЖКО, должны иметь наполненность пылевидным кварцем $f = 1,8...1,9$.

Визуальная оценка качества поверхности бронзовых отливок, полученных в КО, первый слой которых был выполнен с использованием различных ПАВ, показал, что все отливки, в КО которых содержались натриевые соли жирных кислот, были поражены крупными газовыми раковинами. В то же время использование абиетиновой кислоты в качестве ПАВ позволило получить отливки без единого подобного дефекта.

Таким образом, из числа исследованных материалов в качестве ПАВ для жидкостеклянной суспензии, применяемой для первого слоя КО ($f = 1,8...1,9$) рекомендуется использовать абиетиновую кислоту в количестве $0,15...0,17\%$ от её массы.

Романець В.М., Федоров Г.Є.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ПІДВИЩЕННЯ СПЕЦІАЛЬНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЛИВАРНИХ ХРОМОАЛЮМІНІЄВИХ СТАЛЕЙ МОДИФІКУВАННЯМ ТА МІКРОЛЕГУВАННЯМ

romanec1994@mail.ru

Ливарні середньовуглецеві хромоалюмінієві сталі відносять до матеріалів, з яких виготовляють литі деталі, що працюють в умовах високих температур та агресивних середовищ. Технологічні властивості цих сталей (ливарні й механічні, оброблюваність, зварюваність) вивчено досить досконало. Щодо спеціальних властивостей, тобто таких, що проявляють себе під час експлуатації виробів (окалиностійкості, термостійкості, ростостійкості) в літературі даних дуже мало. Знання цих характеристик дасть змогу обґрунтовано вибрати сталі для використання цього матеріалу в конкретних галузях як з урахуванням умов експлуатації, так і з урахуванням ливарних властивостей на підставі визначення співвідношення основних елементів, що входять до складу сталей.

Хром та алюміній є основними легувальними елементами, які забезпечують високу окалиностійкість сталей, тобто надають металу властивості протистояти за високих температур хімічній дії – окисненню в різних газових середовищах. Роль цих елементів полягає насамперед у тому, що вони змінюють склад, структуру та властивості окалини, яка утворюється на поверхні виробу, а, отже, й швидкість окиснення. Проте до теперішнього часу не встановлено оптимальне співвідношення цих елементів, за якого утворювалась би стабільна, міцна та щільна захисна плівка, що забезпечувала б максимальну окалиностійкість і тривалу роботу виробів.

Для визначення оптимальних концентрацій хрому та алюмінію вивчено окалиностійкість сталей з середнім вмістом вуглецю (0,25...0,35%), хрому – від 17 до 37% та алюмінію – від 2 до 4%. Установлено, що збільшення вмісту алюмінію суттєво підвищує окалиностійкість усіх досліджених сталей, тобто зменшує приріст маси зразка. Для забезпечення достатньо високої окалиностійкості (4...6 мг/см² за 100 год) сталь має вміщувати 28...32% хрому та 2...4% алюмінію. Подальше підвищення алюмінію не сприяє помітному покращанню окалиностійкості в наведених умовах, але знижує ливарні та механічні властивості сталей. Збільшення концентрації алюмінію до 5% можна рекомендувати тільки для підвищених робочих температур (до 1300 °C) і для виготовлення виливків простої конфігурації, що працюють без навантажень.

Вивченням структури та складу оксидних плівок встановлено, що в сплавах системи Fe-Cr-Al під час окиснення на поверхні виробу утворюється шар оксидів, вміст металів в яких приблизно відповідає хімічному складу сталі. Сталі, які утворюють на поверхні виробу захисний оксидний шар переважно з Al₂O₃, мають найвищу окалиностійкість, їх можна використовувати для виготовлення литих деталей, які працюють за температур до 1300 °C.

Хромоалюмінієві сталі з вмістом 25...30% хрому та 2,0...3,5% алюмінію мають високотемпературну корозійну стійкість у середовищах, які вміщують вуглекислий газ і водяну пару. Вироби, виготовлені із таких сталей, можуть працювати в наведених умовах за температур до 1250 °C.

Підвищити окалиностійкість хромоалюмінієвих сталей можна мікролегуванням і модифікуванням. Як мікролегувальні присадки та модифікатори досліджено вплив ітрію – до 0,08%; кальцію – до 0,3%; ванадію – до 0,45%.

Установлено, що найвищої окалиностійкості сталь набуває після оброблення її 0,08% ітрію, при цьому суттєво підвищуються механічні властивості сталей за високих температур за вмісту ітрію до 0,06%.

Кальцій до 0,1% майже на 50% підвищує окислостійкість сталі внаслідок подрібнення структури металу, зменшення кількості та зміни форми й морфології неметалевих включень через високу спорідненість до кисню, сірки й азоту. Така дія кальцію підвищує також міцність сталей за високих температур.

Присадки ванадію до 0,2% підвищують окислостійкість сталі, тимчасовий опір розриванню та відносне подовження. Подальше збільшення вмісту ванадію в її складі призводить до погіршення окислостійкості.

Роп'як Л. Я., Величкович А. С.
(ІФНТУНГ, м. Івано-Франківськ)

ОСОБЛИВОСТІ ЗАСТОСУВАННЯ ШАРУВАТОГО ПОКРИТТЯ ДЛЯ РЕСТАВРАЦІЇ ШТОКА БУРОВОГО НАСОСА

l_ropjak@ukr.net

У представленій роботі досліджено напружений стан та здійснено оцінку міцності відновленої ділянки штока бурового насоса двосторонньої дії. Реставрацію штока виконували шляхом проточування зношеної ділянки і формування двошарового покриття на сталевій основі: основа – сталь 40Х; зносостійкий поверхневий шар – оксид алюмінію; прошарок – алюміній. Покриття створювали електродуговим напиленням шару алюмінію з подальшим мікродуговим окислюванням його верхньої частини, залишаючи непроокисленим нижній шар алюмінію (верхній оксидний шар покриття містить тверду фазу α - Al_2O_3).

Така технологія реставрації поверхні штока передбачає заміну частини одного матеріалу іншими. Виникає запитання щодо оцінки експлуатаційної міцності одержаної композиції матеріалів. Особливої актуальності це запитання набуває у випадку виникнення позаштатних ситуацій [1], які через зміну характеру деформації призводять до зниження коефіцієнту запасу міцності штока загалом (рис. 1).

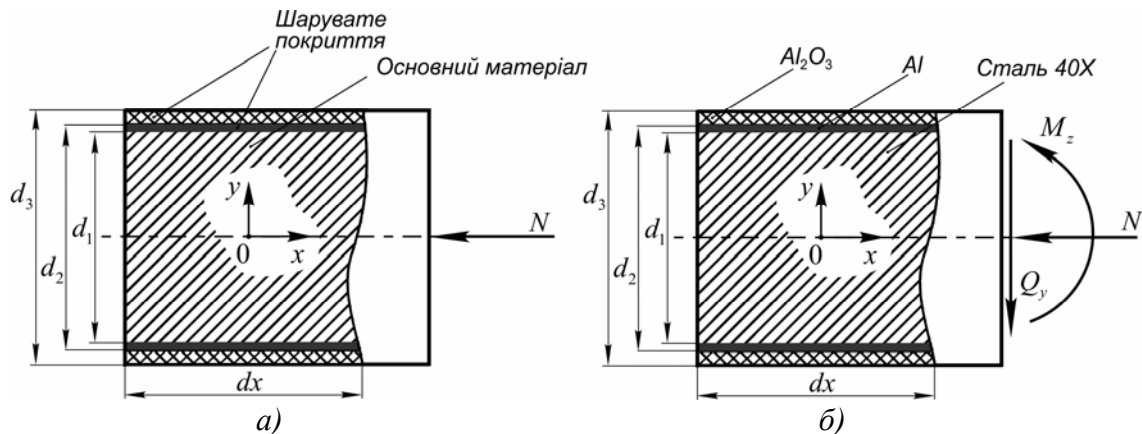


Рис. 1. Модель навантаження реставрованої ділянки штока: а – експлуатаційне навантаження; б – навантаження при позаштатній ситуації

Для розрахунків застосовано стержневу модель із неоднорідного матеріалу, попереччя якої є багатозв'язною областю, де параметри пружності та міцності змінюються від шару до шару, тобто є кусково-сталими функціями від радіальної координати. Поведінку такої моделі розглянуто за звичного експлуатаційного навантаження штока та при виникненні позаштатної ситуації, яка спричинена зносом деталей пари тертя “крейцкопф – напрямні станини насоса”.

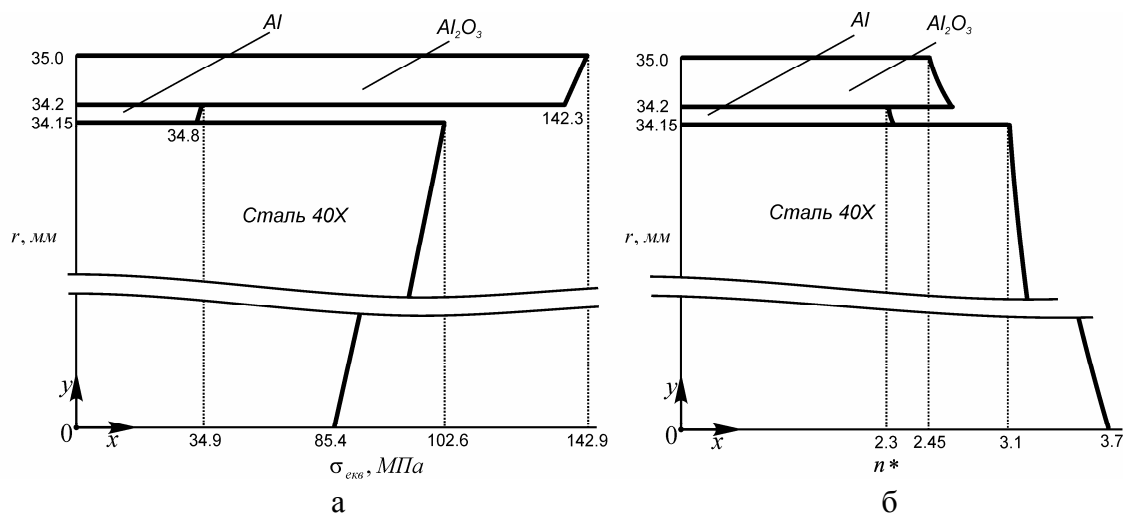


Рис. 2. Оцінка міцності реставрованої ділянки штока з урахуванням позаштатних напружень: а – еквівалентні напруження в реставрованій ділянці штока; б – розподіл коефіцієнта запасу міцності

Отримано розподіл нормальних, дотичних та еквівалентних напружень в неоднорідному матеріалі відновленої ділянки штока. Здійснено оцінку міцності такої ділянки як за звичних експлуатаційних навантажень, так і з урахуванням позаштатних напружень (рис. 2). Встановлено, що отримана у процесі реставрації штока композиція матеріалів із проміжним прошарком є досить вдалою з погляду забезпечення міцності як шаруватого покриття, так і реставрованої деталі загалом. Одержані результати дозволяють перейти до оцінки напруженого стану циліндричних деталей з покриттям, яке містить довільну кількість шарів.

Література:

1. Величкович А. С. Аналіз позаштатного напружено-деформованого стану штока поршневого насоса двосторонньої дії, спричиненого зносом пари тертя «крейцкопф – напрямні» / А. С. Величкович, В. В. Остапович, Л. Я. Роп'як // Прогресивні технології і системи машинобудування. – 2012. – № 1, 2 (44). – С. 36...50.

Савощенко Г.В.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

СУЧАСНИЙ КОНСТРУКЦІЙНИЙ МАТЕРІАЛ ПОЛІМЕРБЕТОН

TyredanSavos@gmail.com

У теперешній час широко розповсюдженні композиційні матеріали, одним із найкращих представників яких є полімербетон. Це новий хімічно стійкий матеріал, що має високий відсоток наповнення мінеральними наповнювачами. Він є економічно вигідним у порівнянні з пластмасами. Набуває використання в громадських приміщеннях та промислових об'єктах завдяки створенню міцного і декоративного шару на бетонній поверхні.

Полімербетон отримують при твердненні суміші, яка складається із зв'язувального компонента (епоксидні, поліефірні, акрилові, фуранові, карбамідні смоли), затверджувача та заповнювача. Має високу міцність і стійкість проти сірчаної, соляної, азотної, фосфорної, оцтової, щавлевої, молочної кислот, їдкого натру, водного розчину аміаку, мінеральних солей. Використання цих матеріалів, як елементів технологічного устаткування, будівель, споруд неможливо в умовах різких коливань температур навколишнього середовища (заморожування та відтавання) [1].

Полімербетон на основі фурфурілового спирту представляє собою звичайний бетон, при замішуванні якого вводять 2...3% фурфурілового спирту та 0,2...0,3% солянокис-

слою аніліну. В процесі тверднення бетону проходить кальматація (заповнення) пор фурилоаніліновою смолою. Полімербетон водостійкий при надлишкових тисках до 5,0 МПа, бензостійкий – до 1,5 МПа, міцність його на 40% вища, ніж у звичайного бетону. Він може використовуватися для будівництва сховищ світлих нафтопродуктів, для цементації нафтових і газових свердловин і т. п. [2].

Література:

1. Конструкционные материалы. Справочник. Арзамасов Б.Н., Брострем В.А., Буше Н.А. и др. М.: Машиностроение, 1990. – 688 с.
2. Катаев В.М., Попов В.А., Сажин Б.И. (ред.) Справочник по пластическим материалам. – Том 2, 1975. – 568 с.

Самарай В.П., Самарай Р.В., Богушевський В.С.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)
ПОРІВНЯННЯ І ВИБІР ПЕРЕДАВАЛЬНИХ ФУНКЦІЙ
“ТЕМПЕРАТУРА ПРЕС-ФОРМИ” ЛИТТЯ ПІД ТИСКОМ

За кривою розгону виконано розрахунок різних можливих передавальних функцій (ПФ) “Температура прес-форми” лиття під тиском (ЛПТ) для машини ЛПТ 711A08 і порівняння адекватності форми їх кривих та достовірності апроксимації за допомогою програми МатЛаб (рис. 1). Для ідентифікації об’єкту керування використовувалися підсистема ідентифікації та моделювання кривих розгону “System Identification Tool” та підсистема аналізу та моделювання систем автоматичного керування “LTI-Viewer” пакету “CONTROL SYSTEM TOOLBOX”.

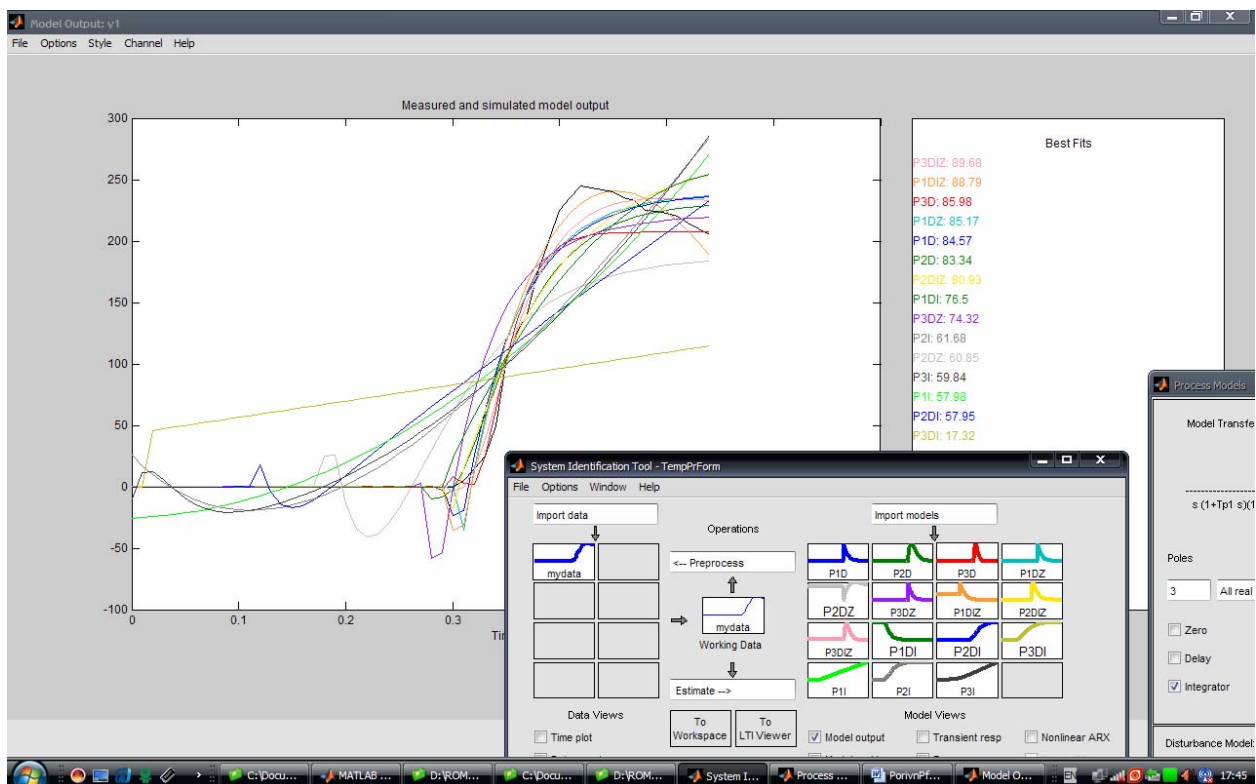


Рис. 1. Порівняння графічних зображень та сортування передавальних функцій за їх адекватністю повторення залежності між вхідним та вихідним сигналами для об’єкта керування – контуру машини ЛПТ “Температура ПФ”

Було досліджено і проведено порівняння адекватності математичних моделей п'яти груп для 15 передавальних функцій контуру машини ЛПТ "Температура ПФ":

1. Без нулів і без інтегральної ланки 1, 2, 3 порядків.
2. З нулями і без інтегральної ланки 1, 2, 3 порядків.
3. З нулями та з інтегральною ланкою 1, 2, 3 порядків.
4. Без нулів з інтегральною ланкою 1, 2, 3 порядків.
5. Без запізнення 1, 2, 3 порядків.

Таблиця 1 – Порівняння адекватності передавальних функцій "Температура ПФ"

	Форма представлення об'єкта керування	Порядок передатної функції	Коефіцієнти ПФ	Достовірність,%. Адекватність R^2	Позначення
1	ОК з нулями, з полюсами і інтегральною ланкою	3-порядку $1+Tz*s$ $G(s) = Kp * \exp(-Td*s) / s(1+Tp1*s)(1+Tp2*s)(1+Tp3*s)$	$Kp = -107.23$ $Tp1=0.005750$ $Tp2=0.023056$ $Tp3=0.036066$ $Td= 0.29666$ $Tz = -1.8685$	89,68. Так	P3DIZ
2	ОК з нулями, з полюсами і інтегральною ланкою	1-порядку $1+Tz*s$ $G(s) = Kp * \exp(-Td*s) / s(1+Tp1*s)$	$Kp = -2101.7$ $Tp1 = 0.12159$ $Td = 0.3$ $Tz = - 0.25075$	88,79. Так	P1DIZ
3	ОК з полюсами, без нулів і без інтегральної ланки	3-порядку Kp $G(s) = * \exp(-Td*s) / (1+Tp1*s)(1+Tp2*s)(1+Tp3*s)$	$Kp = 207.38$ $Tp1=0.013882$ $Tp2=0.013882$ $Tp3=0.015669$ $Td = 0.3$	85,98. Так	P3D
4	ОК з полюсами, з нулями і без інтегральної ланки	1-порядку $1+Tz*s$ $G(s) = Kp * \exp(-Td*s) / 1+Tp1*s$	$Kp = 239.22$ $Tp1=0.049424$ $Td = 0.29319$ $Tz = -0.015638$	85,17. Так	P1DZ
5	ОК з полюсами, без нулів і без інтегральної ланки	1-порядку Kp $G(s) = - * \exp(-Td*s) / 1+Tp1*s$	$Kp = 239.29$ $Tp1=0.052387$ $Td = 0.3$	84,57. Так	P1D
6	ОК з полюсами, без нулів і без інтегральної ланки	2-порядку Kp $G(s) = -- * \exp(-Td*s) / (1+Tp1*s)(1+Tp2*s)$	$Kp = 231.76$ $Tp1 = 0.03195$ $Tp2 = 0.043709$ $Td = 0.28247$	83,34. Так	P2D
7	ОК з полюсами, з нулями і з інтегральною ланкою	2-порядку $1+Tz*s$ $G(s) = Kp * \exp(-Td*s) / s(1+Tp1*s)(1+Tp2*s)$	$Kp = 19.635$ $Tp1=0.082366$ $Tp2=0.014435$ $Td = 0.29971$ $Tz = 10.647$	80,93. Так	P2DIZ
8	ОК без нулів з полюсами та інтегральною ланкою	1-порядку Kp $G(s) = - * \exp(-Td*s) / s(1+Tp1*s)$	$Kp = -4746.3$ $Tp1 = 0.83469$ $Td = 0.3$	76,5. Так	P1DI
9	ОК з нулями, полюсами без інтегральної ланки	3-порядку $1+Tz*s$ $G(s)=Kp*- * \exp(-Td*s) / (1+Tp1*s)(1+Tp2*s)(1+Tp3*s)$	$Kp = 552.59$ $Tp1 = 0.001$ $Tp2 = 8.1823$ $Tp3=0.043429$ $Td = 0.27934$ $Tz = 3.5478$	74,32. Ні	P3DZ
10	ОК без запізнення, без нулів з інтегральною ланкою	2-порядку Kp $G(s) = s(1+Tp1*s)(1+Tp2*s)$	$Kp = 1200.5$ $Tp1 = 0.17384$ $Tp2 = 0.17419$	61,68. Ні	P2I
11	ОК з нулями, полюсами без інтегральної ланки	2-порядку $1+Tz*s$ $G(s) = Kp * \exp(-Td*s) / (1+Tp1*s)(1+Tp2*s)$	$Kp = 187.22$ $Tp1=0.058828$ $Tp2=0.044885$ $Td = 0.17923$ $Tz = - 0.080317$	60,85. Ні	P2DZ

12	ОК без нулів, без запізнєння з інтегральною ланкою	3-порядку Кр $G(s) = \frac{K_p}{s(1+T_{p1}s)(1+T_{p2}s)(1+T_{p3}s)}$	$K_p = 8.5867e+006$ $T_{p1} = 0.019534$ $T_{p2} = 3826.1$ $T_{p3} = 0.019559$	59,84. Ні	P3I
13	ОК без нулів, без запізнєння з інтегральною ланкою	1-порядку Кр $G(s) = \frac{K_p}{s(1+T_{p1}s)}$	$K_p = 1.3061e+011$ $T_{p1} = 6.8797e+007$	57,98. Ні	P1I
14	ОК без нулів з полюсами та інтегральною ланкою	2-порядку Кр $G(s) = \frac{K_p}{s(1+T_{p1}s)(1+T_{p2}s)} \exp(-T_d s)$	$K_p = 640.69$ $T_{p1} = 0.028516$ $T_{p2} = 0.028852$ $T_d = 0.12144$	57,95. Ні	P2DI
15	ОК без нулів з полюсами та інтегральною ланкою	3-порядку Кр $G(s) = \frac{K_p}{s(1+T_{p1}s)(1+T_{p2}s)(1+T_{p3}s)} \exp(-T_d s)$	$K_p = 132.63$ $T_{p1} = 0.001$ $T_{p2} = 0.001$ $T_{p3} = 0.001$ $T_d = 0$	17,32. Ні	P3DI

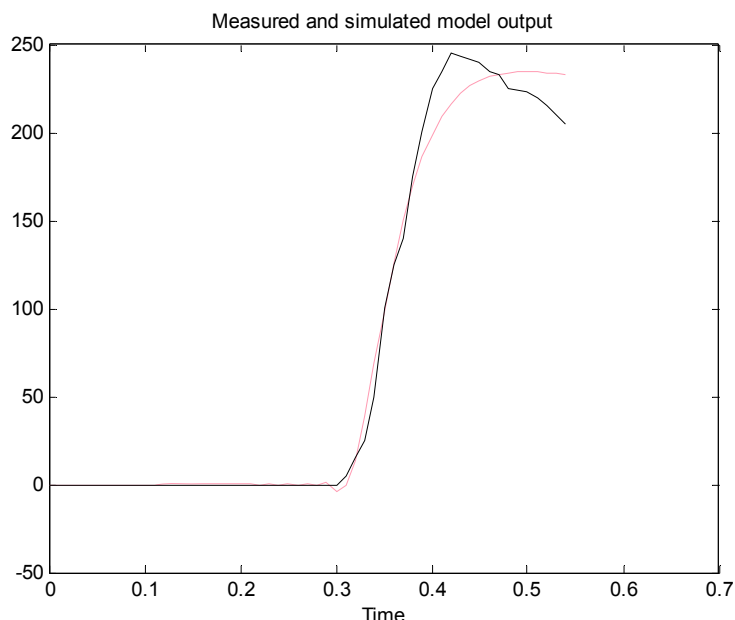


Рис. 2. Порівняння графічних зображень передавальних функцій об'єкта керування контуру "Температура ПФ" з кривою розгону для P3DIZ – ОК з нулями, з запізнєнням і інтегральною ланкою

Результат аналізу показує наступне:

1. Об'єкт керування обов'язково має описуватися ланкою запізнєння.
2. Найкращим чином контур "Температура ПФ" відображається передавальною функцією 1-го порядку з нулями та інтегральною ланкою ($R^2 = 0.90$). Але така ПФ складна навіть для моделювання у програмі МатЛаб, тим більше для реалізації мікроконтролерної програми керування об'єктом.
3. Можливо використання передавальних функцій всіх трьох порядків з нулями та з інтегральною ланкою 1, 2, 3 порядків 3-ої групи.
4. Доцільно використання також найпростіших передавальних функцій без нулів і без інтегральної ланки 1 і 3 порядків 1-ої групи (позиції 5, 6, 3 у таблиці) ($R^2 > 0.75$).
5. Перевірка цих ПФ у системі "Lti Viewer" дала позитивні результати.

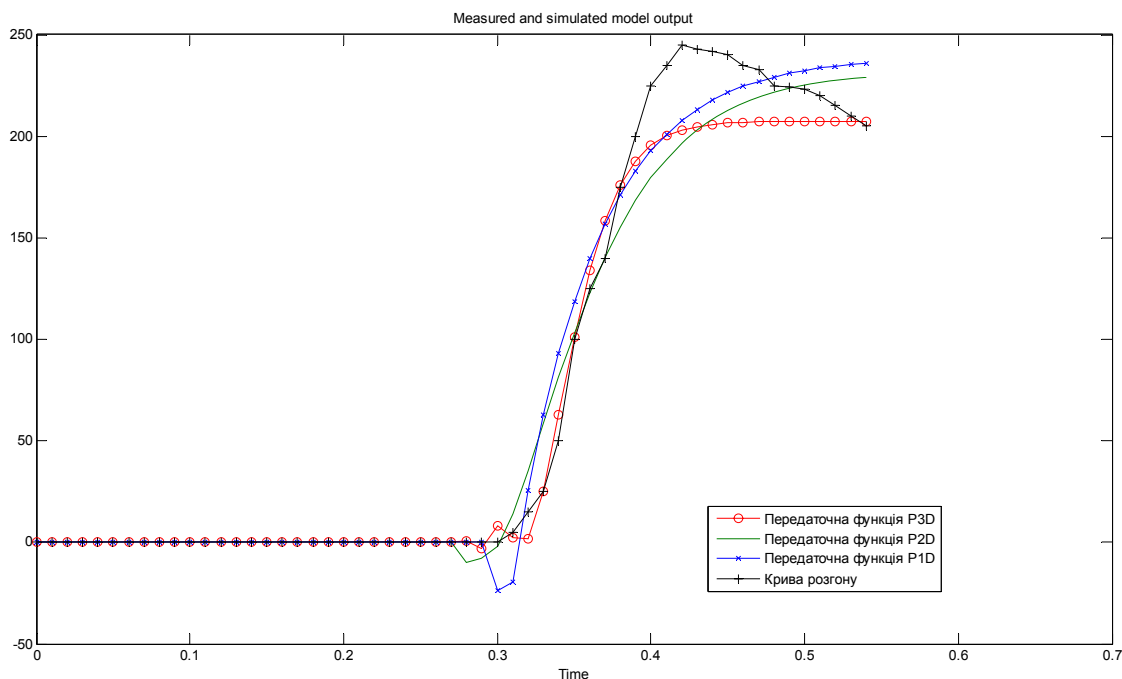


Рис. 3. Порівняння графічних зображень передавальних функцій об'єкта керування контуру "Температура ПФ" з кривою розгону для моделей передавальних функцій типу P1D, P2D, P3D (ОК без нулів, з запізненням і без інтегральної ланки)

Самарай В.П., Самарай Р.В., Богушевський В.С.

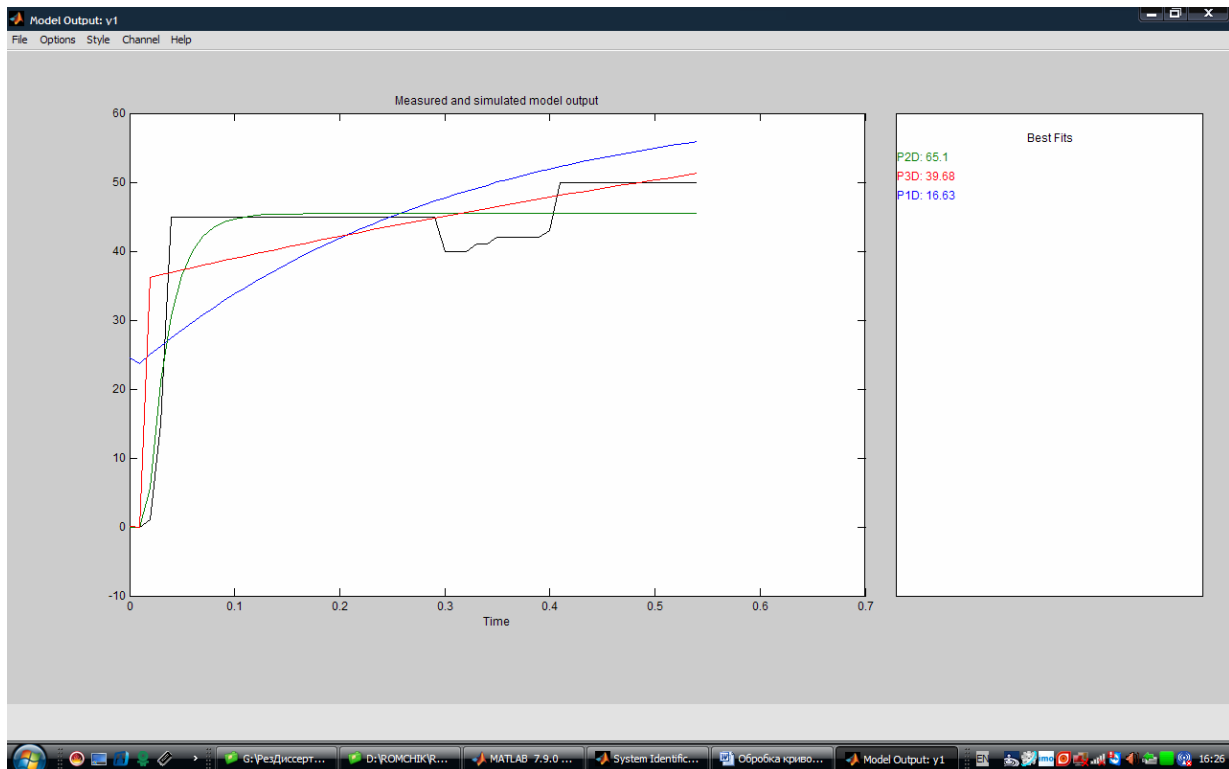
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ПОРІВНЯННЯ І ВИБІР ПЕРЕДАВАЛЬНИХ ФУНКЦІЙ "ТИСК ПРЕСУВАННЯ" ЛИТТЯ ПІД ТИСКОМ

За кривою розгону виконано розрахунок різних можливих передавальних функцій (ПФ) "Тиск пресування робочої рідини у штоковій порожнині циліндра" лиття під тиском (ЛПТ) для машини ЛПТ 711A08 і порівняння адекватності форми їх кривих та достовірності апроксимації за допомогою програми МатЛаб (рис. 1). Для ідентифікації об'єкта керування використовувалися підсистема ідентифікації та моделювання кривих розгону "System Identification Tool" та підсистема аналізу та моделювання систем автоматичного керування "LTI-Viewer" пакету "CONTROL SYSTEM TOOLBOX".

Оброблення кривої розгону тиску робочої рідини у штоковій порожнині циліндра пресування відбувалося згідно ГОСТ 26689-85. Окремо проаналізовано поведінку моделей ПФ 1-3-го порядків протягом всього часу циклу запресовки послідовно для всіх трьох фаз пресування.

На рис. 1 представлено порівняння адекватності форми графіків різних моделей можливих передавальних функцій "Тиск прес-плунжера". Згідно з основним принципом теорії моделювання з п'ятнадцяти можливих моделей ПФ за допомогою пакета МатЛАБ обрано три можливі, найпростіші, достатньо адекватні ПФ за адекватністю форми кривої (рис. 1). Як найбільш адекватну за формою кривої визначено модель ПФ "P2D" (2-го порядку, без нулів, без інтегральної ланки, з запізненням). Дві інші моделі передавальних функцій розраховані без запізнення об'єкта керування і показали меншу точність і адекватність. Достовірність апроксимації (адекватність) теж найбільша у моделі 2-го порядку, що відповідає загальноприйнятим положенням теорії автоматичного керування для такого класу моделей ПФ.



Таблиця 1 – Порівняння адекватності передавальних функцій ”Тиск пресування”

Форма представлення об'єкта керування	Порядок і вигляд передавальної функції	Коефіцієнти ПФ	Достовірність, %, R^2	Позначення
ОК з полюсами, без нулів і без інтегральної ланки з запізненням	$G(s) = \frac{K_p}{(1+T_{p1}s)(1+T_{p2}s)} * \exp(-T_d*s)$	$K_p = 45.448$ $T_{p1} = 0.020028$ $T_{p2} = 0.001$ $T_d = 0.0080683$	65,1. Так	P2D 2-го порядку
ОК з полюсами, без нулів і без інтегральної ланки	$G(s) = \frac{K_p}{(1+T_{p1}s)(1+T_{p2}s)(1+T_{p3}s)} * \exp(-T_d*s)$	$K_p = 79.088$ $T_{p1} = 0.001$ $T_{p2} = 0.001$ $T_{p3} = 1.2011$ $T_d = 0$	39,68. Так	P3D 3-го порядку
ОК з полюсами, без нулів і без інтегральної ланки	$G(s) = \frac{K_p}{1+T_{p1}s} * \exp(-T_d*s)$	$K_p = 62.581$ $T_{p1} = 0.30166$ $T_d = 0$	16,63. Так	P1D 1-го порядку

Можливі подальші дослідження з урахуванням побудови окремих передавальних функцій для різних фаз пресування. Можливі також дослідження складніших моделей ПФ з інтегральними ланками об'єкта керування, а також з нулями в чисельнику для оптимізації загальної моделі системи автоматичного регулювання окремого контуру тиску або комплексної моделі САР машиною лиття під тиском.

Самарай В.П.

(КПИ им. Игоря Сикорского, г. Киев)

МЕТОДЫ ФИЛЬТРАЦИИ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ И РЕГУЛИРОВАНИЯ ВИБРОУПЛОТНЕНИЯ ЛИТЕЙНЫХ ФОРМ

Для исследования и моделирования распространения, затухания и искажения входных генерируемых уплотняющих сигналов воздействий вибрации на литейные формы (ЛФ) или стержни представляет особый интерес использование теории линейной и нелинейной фильтрации.

При этом для практической реализации регистрации параметров и состояний, моделирования, диагностики, прогнозирования, оптимизации, автоматического и оптимального управления (регулирования) необходимо определенное адекватное пространственное размещение измерительных датчиков и приводов регуляторов вибраторов (вибраторов может быть несколько и они могут быть с горизонтальной, вертикальной, круговой и комбинированной поляризацией). Фактически разработанные системы будут представлять собой имитаторы процессов уплотнения ЛФ или стержней и системы регулирования виброуплотнения, встряхивания и других процессов уплотнения, в том числе комбинированных.

Такие задачи должны решаться с целью усовершенствования полученной априорной и апостериорной информации об объекте управления – литейной форме, регуляторе, обратной связи между ними, АСУ в целом с учетом удовлетворения необходимых требований к качеству управления, быстродействию, устойчивости и минимизации энергопотребления вибростолов и других формовочных и стержневых машин для уплотнения формовочных и стержневых смесей (ФС и СС).

За основной критерий для оптимизации задачи о размещении вибраторов и расположении датчиков при регистрации параметров ЛФ или стержня как объектов управления может быть принята минимизация матрицы ковариации ошибки оценивания. Оптимизационная задача решается любыми методами (например градиентными) в т. ч. с помощью MS EXCEL. Эти задачи можно решать в линейной и нелинейной постановке.

Методы оптимального управления стохастическими объектами управления с распределенными параметрами, такими как ЛФ или стержни при уплотнении, основаны на тесной взаимосвязи задач синтеза регуляторов для оборудования уплотнения ФС и СС и систем, задач и методов оценивания параметров и диагностики состояний ЛФ и стержней.

При этом важной практической задачей является разработка новых и адаптация известных методов оптимального управления такими технологическими объектами управления как ЛФ или стержень и соответственно процессами уплотнения с распределенными параметрами, которые могли бы учитывать управляющие подводимые и наоборот случайные возмущающие сигналы воздействия, а также шумы измерения.

Одним из вариантов реализации является адаптация принципа максимума Понтрягина для пространственно распределенной ЛФ или стержня, описываемых системами линейных и нелинейных дифференциальных уравнений в частных производных с учетом как граничных, так и распределенных управляющих воздействий.

Разработка подобных специальных систем и методов управления, оценивания параметров и диагностики состояния ЛФ или стержней как объектов управления САУ и САР направлена на повышение эффективности и качества процессов уплотнения, систем контроля и управления такими сложными стохастическими промышленными объектами управления как вибростолы и другие формовочные и стержневые машины и соответственно собственно литейные формы, стержни и отливки.

Представленные подходы и идеи для решения задачи регистрации, измерения, регулирования, моделирования, диагностики, прогнозирования, оптимизации параметров и состояний позволяет получить более точную информацию о процессах переноса энергии и массы в ФС и СС ЛФ и стержней, протекающих в исследуемых распределенных динамических системах в условиях неопределенности, неполноты информации, противоречивости, зашумленности данных измерений.

Самарай В.П.
(КПИ им. Игоря Сикорского, г. Киев)
АВТОМАТИЧЕСКОЕ УПРАВЛЕНИЕ В РЕОЛОГИИ
ФОРМОВОЧНЫХ ПРОЦЕССОВ

Наиболее физически обоснованно и адекватно свойства и возможности уплотнения и перетекания формовочной (ФС) и стержневой смеси (СС) в литейных формах (ЛФ) и стержневых ящиках (СЯ) с физической точки зрения описываются с помощью подходов, методов и моделей реологии. Однако важным моментом является то, что элементарные реологические модели ФС и СС, из которых составляются общепризнанные реологические комбинированные модели, например, модель Бингама, можно представить как объект управления или регулирования. Причем также важным является то, что описать поведение ФС и СС в ЛФ и СЯ можно не только на основе статических моделей, в роли которых как правило выступают регрессионные модели и не только динамическими моделями, в роли которых традиционно выступают имитационные модели или совсем редко модели теории оптимального управления (системы дифференциальных уравнений), но и с помощью обычных линейных дифференциальных уравнений либо операторных уравнений (передаточных функций), хорошо известных в теории автоматического управления. Очень важно, что на сегодняшний день решать дифференциальные уравнения для любых начальных и граничных условий не обязательно созданием специальных алгоритмических программ с использованием численных методов. Решить такие дифференциальные уравнения или их аналоги – передаточные функции либо построить конкретные модели – объекты управления – ЛФ и СС и соответствующие системы автоматического управления (САУ) для процесса уплотнения и оптимизировать их можно с использованием специально созданных моделирующих программных продуктов, например MatLAB, причем именно для решения подобных задач самого широкого профиля этот пакет и создавался, но с одним очень важным условием – построение структурно-графических моделей объектов управления и регулятора должно проводиться в соответствии с принципами ТАУ и правилами программы MatLAB.

Есть несколько путей для реализации такой стратегии.

1) Каждое элементарное реологическое тело при создании модели может (должно) быть заменено на соответствующие элементарные звенья по аналогии и в соответствии с теорией автоматического управления на комбинацию пропорциональных, интегральных, дифференциальных, запаздывающих, корректирующих звеньев, звеньев первого и второго порядков, комбинация которых обеспечит создание объекта управления (уплотняемых ЛФ и СЯ) с любыми свойствами, которые должны соответствовать реальным объектам для их моделирования.

2) Для описания поведения ФС или СС с позиций реологии могут быть использованы уже известные многочисленные дифференциальные реологические уравнения или предложены новые. В таком случае по известным для MatLAB правилам строится соответствующая структурно-графическая математическая модель, соответствующая реологическому дифференциальному уравнению.

3) Аналогично для описания поведения ФС или СС при уплотнении с позиций реологии могут быть использованы более простые передаточные функции, в которые преобразуются соответствующие дифференциальные уравнения с помощью операционного исчисления.

4) Для описания реологических свойств ФС и СС можно использовать также форму введения данных в виде поля состояний.

5) Представление нулей и полюсов передаточной функции в соответствии с правилами MatLAB.

Важным также является то, что исследования могут проводиться с использованием разных сигналов управления уплотнением литейной формы на входе. В классической ТАУ традиционно используется шесть видов входных управляющих сигналов:

1. Ступенчатый сигнал (функция Хэвисайда или единичный сигнал).
2. Импульсный сигнал (функция Дирака, Дельта-функция).
3. Гармонические сигналы.
4. Линейный сигнал.
5. Нелинейный экспоненциальный сигнал.
6. Сигнал "Белый шум".

Например, для исследования и моделирования именно виброуплотнения или встряхивания ФС или СС на уровне оптимизируемого уплотняющего встряхивающего или вибросигнала более естественно использовать гармонические либо похожие сигналы на входе (уплотняющие сигналы вибростола) с любыми параметрами (амплитуда, частота, время уплотнения). А для имитации уплотнения газо- или воздушно-импульсной формовкой, прессованием или взрывом более правильно использовать традиционный для исследований в ТАУ импульсный сигнал (функция Дирака, Дельта-функция). Для моделирования испытаний ФС и СС и их работы при уплотнении рационально и необходимо также использовать: ступенчатый сигнал (функция Хэвисайда или единичный сигнал); линейный сигнал; нелинейный экспоненциальный сигнал; сигнал "Белый шум".

Исследования могут проводиться и обратным порядком. Реологическая кривая в зависимости от ее формы и параметров представляет ФС и СС в ЛФ и СЯ как звенья первого или второго порядка. Причем для звена второго порядка возможны все три варианта реализации такого звена – консервативное (автоколебательное) звено, апериодическое звено второго порядка и колебательное звено, что представляет особый интерес для исследований поведения ФС и СС. Важно, что литейную форму можно представить и как объект с сосредоточенными и как объект с распределенными параметрами. Оба подхода могут быть реализованы в МатЛАБ.

В силу родственности моделей можно перейти от описанных выше методов ТАУ, диффуравнений и передаточных функций к реализации методов и моделей теории оптимального управления (ТОУ) и принципу максимума Понтрягина, т.е. к системам диффуравнений и исследованию не просто управляющих воздействий, а к термину "процесс" в понимании ТОУ, т.е. одновременно исследованию фазового пространства, управляющих воздействий и траектории управления с критерием максимума Понтрягина.

Самарай В.П.

(КПИ им. Игоря Сикорского, г. Киев)

УПРАВЛЕНИЕ СТОХАСТИЧЕСКИМИ ПРОЦЕССАМИ В ЛИТЕЙНЫХ ФОРМАХ С РАСПРЕДЕЛЕННЫМИ ПАРАМЕТРАМИ

При решении задач моделирования, диагностики, прогнозирования, оптимизации, управления и регулирования уплотнением литейных форм (ЛФ) и стержней такие объекты управления можно представлять и как объекты с сосредоточенными, и как объекты с распределенными параметрами. При этом решать названные задачи можно методами теории автоматического управления (ТАУ) или теории оптимального управления (метод динамического программирования Р. Беллмана или принцип максимума Л.С. Понтрягина). Эффективное решение подобных задач требует адаптации известных приемов и разработки новых, т. к. задачи оптимального управления объектами с распределенными параметрами не всегда возможно решать непосредственным применением принципа максимума Понтрягина и динамического программирования Беллмана.

Для таких объектов и в том числе для ЛФ и стержней задача оптимального управления должна состоять в определении допустимого оптимального закона управления – соответствующего закона изменения управляющего воздействия с контролем функционала качества.

Надо рассматривать две независимые подзадачи: оценка текущего состояния ЛФ или стержня (как объектов управления) во времени (диагностика состояния, моделирование и прогнозирование поведения и последующих состояний), которые являются другими словами задачей наблюдения состояния таких объектов управления как ЛФ или стержень. Для этого должна быть применена теорема разделения для осуществления оптимального синтеза систем моделирования, наблюдения, регистрации и измерения и отдельно синтеза регулятора с целью их использования в замкнутой системе управления. Высокая эффективность этого подхода описана многими авторами: именно в отношении качества функционирования замкнутых систем АСУ в условиях интенсивных возмущений и шумов измерения, что аналогично подобно и характерно, например, виброуплотнению или встряхиванию.

Для исследования и моделирования распространения, затухания и искажения входных генерируемых уплотняющих сигналов воздействий вибрации на ЛФ или стержни представляет особый интерес использование теории линейной и нелинейной фильтрации.

Т. о. методы теории оптимального автоматического управления (ТОУ) и ТАУ такими стохастическими объектами как ЛФ или стержень с сосредоточенными или наоборот с распределенными параметрами основаны на плотной взаимосвязи задач фильтрации, синтеза регуляторов и задач измерения, моделирования, диагностики, прогнозирования, оптимизации состояний и параметров таких названных литейных объектов как ЛФ и стержни.

Самарай В.П.
(КПИ им. Игоря Сикорского, г. Киев)
МОДЕЛЬ ДИАГНОСТИКИ ЛИТЕЙНЫХ ДЕФЕКТОВ ДЛЯ
ЭКСПЕРТНОЙ СИСТЕМЫ

По данным литературы и исходя из собственных наблюдений, анализ, контроль и обработка текущей технологической или экспериментальной информации (параметров технологического процесса), данных брака форм, стержней и отливок всегда занимает значительную часть рабочего времени технолога, мастера и исследователя (свыше 40%). Оставшееся время используется для проектирования новых технологических процессов. Наиболее прогрессивным методом анализа имеющейся информации, получения новых знаний, изучения сущности и связи различных явлений и процессов, усиления творческой стороны деятельности технолога или ученого-исследователя является системный подход, т. е. комплексное использование имитационного или математического моделирования, экспертных систем, систем управления базами данных (СУБД), приемов и элементов САПР. Кроме того, в случае их активного использования значительно увеличивается точность и достоверность, сокращается время обработки результатов научных и производственных исследований.

Для использования современных информационных систем (ИС), информационно-вычислительных систем (ИВС) и информационно-поисковых систем (ИПС) при решении **задач оптимизации, имитационного моделирования, управления, регулирования уплотнения форм и стержней, анализа, прогнозирования литейных дефектов по вине формы или стержня и наоборот – диагностики состояния литейной формы по статистике процента брака** необходимо:

- 1) изучить характеристики и существующие потоки научно-прикладной, обзорной, статистической, технологической и производственной информации;
- 2) разработать новую структуру информационных потоков с учетом ее компьютерной обработки в рамках ИС, ПК или автоматизированного рабочего места (АРМ);
- 3) выбрать эффективные процедуры обработки информации;
- 4) разработать организационное, методическое, алгоритмическое и программное обеспечение для реализации процедур обработки информации на ЭВМ.

С целью получения и накопления литературных данных и данных собственных исследований, их анализа и синтеза на их основе оптимальных технологических процессов уплотнения литейных форм и стержней разработана концепция построения, а также методическое, алгоритмическое и программное обеспечение программного комплекса (ПК) как многофункциональной интегрированной ИС для **решения обратной задачи моделирования**, т. е. для диагностики характера и степени уплотнения формы или стержня по дефектному состоянию отливок (табл. 1).

Таблица 1 – Переопределенная матрица диагностических коэффициентов с сокращенным количеством переменных

	Дефекты	Матрица коэффициентов (значимость факторов)							Свободные члены (процент брака)
		плотность около- модель- ная	неравно- мерность околомо- дельной плотности	верх-няя плот- ность	распр. плотн. от разъема			сред- няя плот- ность	
					гов- ыше- ние	равно- мерно	го- ниже- ние		
1	Нет брака	3	0	3	0	2	3	3	14*Нет бра- ка(%) /100
2	Прорыв	-2	0	0	0	0	0	-3	5*Прорыв(%) /100-5
3	Распор	-3	0	0	0	0	1	-3	7*Распор(%) /100-6
4	Размыв	-3	0	0	0	0	0	-3	6*Размыв(%) /100-6
5	Утечка	-3	0	0	0	0	0	-2	5*Утечка(%) /100-5
6	Пригар	-3	0	0	0	0	0	-1	4*Пригар(%) /100-4
7	Шерохо- ватость	-3	3	0	0	0	0	-5	11*Шерох(%) /100-8
8	Ужимаина	-3	3	0	0	1	1	-2	10*Ужимаина(%) /100-5
9	Засор	-2	0	0	1	0	0	-3	6*Засор(%) /100-5
10	Обвал	-3	0	0	0	0	0	-3	6*Обвал(%) /100-6
11	Складча- тость	-3	1	0	0	0	0	-2	6*Складчат(%) /100-5
12	Нарост	-3	0	0	0	0	0	-3	6*Нарост(%) /100-6
13	Горячие трещины	-2	0	0	0	1	0	-3	6*Горяч. Тр(%) /100-5
14	Газовые раковины	-1	3	-3	3	1	0	-3	14*Газ. Рак(%) /100-7
15	Просечка	-3	0	0	0	0	0	-2	5*Просечка(%) /100-5

Самарай В.П.

(КПИ им. Игоря Сикорского, г. Киев)

АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ И ВОПРОСЫ АВТОМАТИЧЕСКОГО УПРАВЛЕНИЯ И РЕОЛОГИИ ВИБРОУПЛОТНЕНИЯ ЛИТЕЙНЫХ ФОРМ

Вопросы виброуплотнения формовочной смеси на сегодня достаточно актуальны, так как применяются во многих способах получения различных отливок: стоматологическое литье, ювелирное литье, литье по газифицируемым моделям, вакуум-пленочная формовка, литье по выплавляемым моделям, уплотнение ХТС, крупнотоннажное литье и др. Именно поэтому правильно выбранный режим виброуплотнения – один из основных факторов, который имеет большое влияние на качество готовой отливки. На сегодняшний день продолжает оставаться множество неисследованных вопросов в этом направлении.

Качество отливок в значительной степени зависит от свойств формовочного материала, сложности используемой оснастки, степени и характера уплотнения формы. Причины образования дефектов отливок могут быть различные: степень и характер распределения плотности по объему форм, прочностные характеристики формовочной смеси, зернистость наполнителя, вид и количество связующего и добавок, влажность формовочной смеси и др.

При использовании песчаных формовочных смесей для получения отливок могут возникать дефекты готового литья из-за неоптимального уплотнения формы. Недостаточная плотность поверхности формы вызывает: пригар, шероховатость, засоры, прорывы, размыв, распор формы (подутость), утечку, наросты, разностенность, песчаные раковины, вылом (выбоина), волнистость, вскип, незалив, обвалы, плены, обгар, отдав, выдав формы (обжим). Излишняя плотность может вызывать взрывной пригар, ужимины, газовые раковины, просечки, складчатость и т. д.

При виброуплотнении формовочных и стержневых смесей (ФС, СС) в объеме литейной формы (ЛФ) или стержня образуются стоячие волны, обуславливающие наличие концентрических зон сжатия и растяжения, которые неподвижны при постоянной частоте импульсов. Периодически в этих зонах возможна смена сжатия на растяжение и наоборот, а между этими зонами существуют пространства, в которых перемещение частиц отсутствует, поэтому эти зоны не уплотняются, что многократно наблюдалось на практике. Для устранения этого эффекта и равномерного уплотнения необходимо периодически менять частоту вибрации или увеличивать зону сжатия одновременным подбором амплитуды и частоты в соответствии с текущим состоянием и реологическими и технологическими свойствами ЛФ или стержня.

Недостаточно практически исследовано явление резонанса для оптимизации и применения этого фактора в системах автоматического управления (САУ) и регулирования (САР) при уплотнении ЛФ и стержней. Совершенно не исследована связь резонанса с распределением плотности, технологическими и реологическими свойствами в ЛФ и стержнях, с положением зон растяжения и сжатия по высоте формы. Практически не применяется расчет координат и размера резонансного слоя.

При уплотнении вибрированием в наиболее благоприятных условиях оказываются нижние слои ФС или СС, и, наоборот, верхние практически не уплотняются. Поэтому вибрация особенно эффективна для предварительного или комбинированного уплотнения. В первом случае последующее уплотнение надо осуществлять вибрацией с установленным грузом. Эта технология обеспечивает качественное уплотнение форм высокой сложности, причем на первом предварительном этапе груз только мешает – уменьшает текучесть и фиксирует смесь, затрудняя предварительное распределение, перетекание и уплотнение в опоке или стержневом ящике.

Очень актуальным остается вопрос комбинирования и последовательности применения разных видов вибрации: вертикальной, горизонтальной, круговой, поляризованной, цилиндрической, объемной. Управляемый процесс вибрации с использованием различных волн позволит производить заполнение сложных поднутрений по всему объему формы или стержневого ящика.

Совершенно не исследовано управляемое использование несинусоидальных колебаний (прямоугольных, пилообразных, сложных колебаний другой формы – типа белого, розового и других шумов). Соответственно представляет огромный интерес тщательное исследование распределения спектров и гармоник возмущающих колебаний в объеме ЛФ и стержня.

Совершенно неисследованным вопросом остается перемещение волн колебаний для разных видов вибрации в перпендикулярном направлении от вектора генерации, т. е. от боковых стенок опоки и стержневого ящика в центр ЛФ и стержня (особенно при комбинировании, многомерности и поляризации).

Теоретический и практический интерес представляют расчет и учет физических явлений интерференции и дифракции однонаправленных и разнонаправленных колебаний различной формы и параметров не только от подмодельной плиты и модели, а и одновременно от боковых стенок опоки или стержневого ящика.

Практический интерес по-прежнему представляет расчет высоты наполнительных рамок и высоты верхних холостых нагрузочных слоев ФС.

Продолжает представлять огромный практический интерес эффект встречного перемещения зерен наполнителя (например песка) разного размера при разных вибропараметрах и на разных этапах уплотнения. Остается проблема разуплотнения уже уплотненных зон ЛФ и стержня и в связи с этим особое значение представляет оптимизация времени уплотнения вибрацией.

Следует отметить, что проблема обеспечения оборудованием для виброуплотнения наиболее полно решена в стоматологии для изготовления стоматологических протезов. Существует целая гамма вибростолов многочисленных производителей для различной грузоподъемности и с различным регулированием – либо амплитуды, либо частоты, реже – и того и другого. Однако ни один из перечисленных выше технологических вопросов управления качеством формы подробно и системно не исследованы ни самостоятельно, ни совместно. В то же самое время, например, в Германии прикладываются огромные усилия для создания целой гаммы вибростолов с микропроцессорным управлением и с несколькими управляющими разноректорными приводами на один вибростол, что позволяет добиваться совершенно уникальных гидравлических характеристик и возможности заполнения и уплотнения самых сложных поднутрений в изготавливаемых формах и стержнях.

Все названные вопросы и проблемы рационально исследовать с помощью подходов реологии и систем автоматического управления для обеспечения построения статических и динамических моделей реологических свойств, уплотнения, качества и дефектности ЛФ, стержней и отливок в рамках кибернетики, системного анализа и теории моделирования.

Особый интерес представляет построение передаточных функций, дифференциальных или интегральных уравнений, матричных моделей, моделей нулей и полюсов, связывающих входные сигналы виброуплотнения с выходными сигналами реологических свойств, уплотнения, качества и дефектности ЛФ, стержней и отливок с целью моделирования, анализа, диагностики, прогнозирования, оптимизации и регулирования процессов уплотнения литейных форм и стержней.

Самарай Р.В., Самарай В.П., Богушевський В.С.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ПОРІВНЯННЯ І ВИБІР ПЕРЕДАВАЛЬНИХ ФУНКЦІЙ “ШВИДКІСТЬ ПРЕС-ПЛУНЖЕРА” ЛИТТЯ ПІД ТИСКОМ

За кривою розгону виконано розрахунок різних можливих передавальних функцій (ПФ) “Швидкість прес-плунжера” лиття під тиском (ЛПТ) для машини ЛПТ 711A08 і порівняння адекватності форми їх кривих (рис. 1). Для ідентифікації об’єкта керування використовувалися підсистема ідентифікації та моделювання кривих розгону “System Identification Tool” та підсистема аналізу та моделювання систем автоматичного керування “LTI-Viewer” пакету “CONTROL SYSTEM TOOLBOX”.

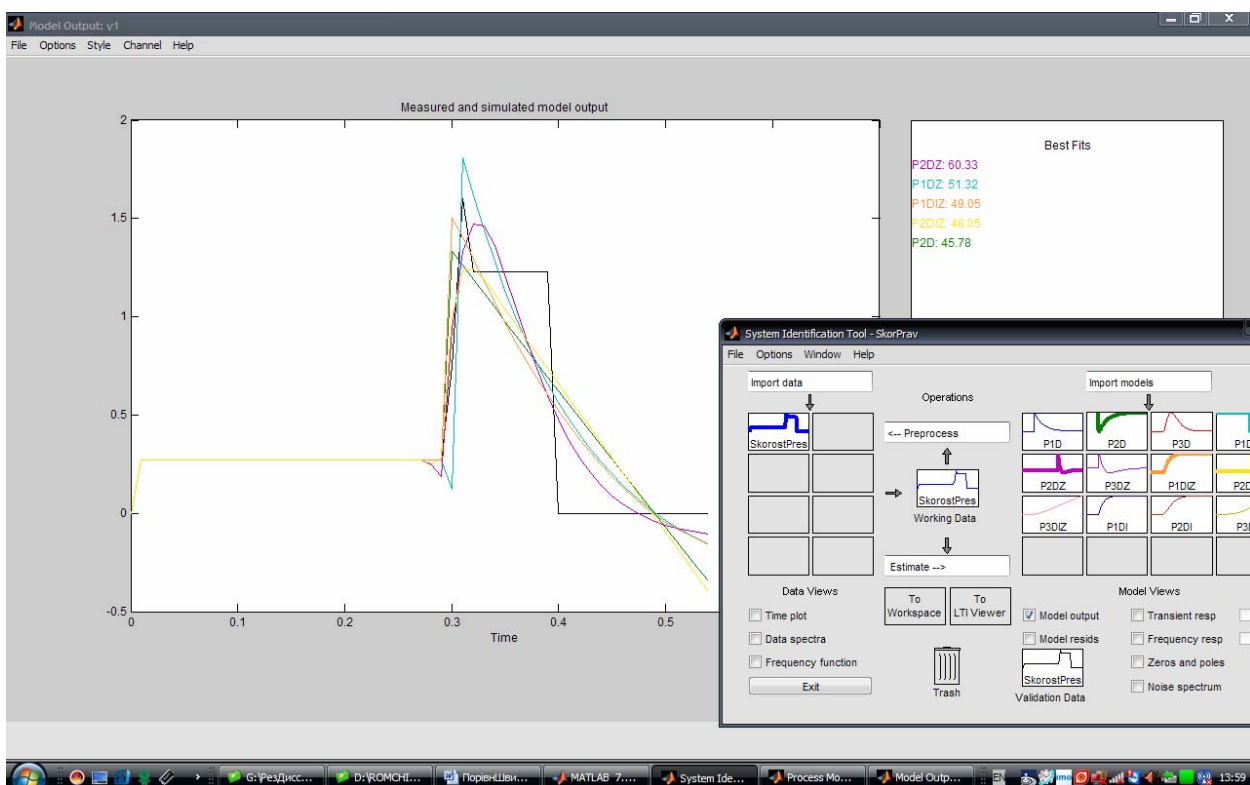


Рис. 1. Порівняння адекватності форми різних можливих передавальних функцій ПФ “Швидкість прес-плунжера”

Із дванадцяти можливих моделей ПФ за допомогою пакета МатЛАБ обрані п’ять можливих найбільш адекватних ПФ за формою кривої розгону (рис. 1 і табл. 1):

1. ПФ ОУ “P2D” – з полюсами 2 порядку, без нулів і без інтегральної ланки;
2. ПФ ОУ “P1DZ” – з полюсами 1 порядку, з нулями і без інтегральної ланки;
3. ПФ ОУ “P2DZ” – з полюсами 2 порядку, з нулями і без інтегральної ланки;
4. ПФ ОУ “P1DIZ” – з полюсами 1 порядку, з нулями і з інтегральною ланкою;
5. ПФ ОУ “P2DIZ” – з полюсами 2 порядку, з нулями і з інтегральною ланкою.

В табл. 1 наведено результати порівняння різних можливих передавальних функцій “Швидкість прес-плунжера” лиття під тиском (ЛПТ) для машини ЛПТ 711A08.

Таблиця 1 – Порівняння адекватності передавальних функцій ”Швидкість прес-плунжера” машини ЛПТ 711А08

	Форма представлення об'єкта керування	Порядок передатної функції	Коефіцієнти ПФ	Достовірність,%. Адекватність	Позначення
1	ОК з полюсами, з нулями і без інтегральної ланки	2-порядку з нулями $1+Tz*s$ $G(s) = Kp * \exp(-Td*s) / (1+Tp1*s)(1+Tp2*s)$	$Kp=0.13229$ $ Tp1=0.036232$ $ Tp2=0.036231$ $ Td=0.28035$ $ Tz=1.0817$	60,33. Так	P2D Z
2	ОК з полюсами, з нулями і без інтегральної ланки	1-порядку з нулями $1+Tz*s$ $G(s) = Kp * \exp(-Td*s) / 1+Tp1*s$	$Kp = -0.45659$ $ Tp1 = 0.11306$ $ Td = 0.2943$ $ Tz = -0.44785$	51,32. Так	P1D Z
3	ОК з нулями, з полюсами і інтегральною ланкою	1-порядку $1+Tz*s$ $G(s) = Kp * - * \exp(-Td*s) / s(1+Tp1*s)$	$Kp = 106.56$ $ Tp1 = 2.6341$ $ Td = 0.3$ $ Tz = -0.057454$	49,05. Так	P1DI Z
4	ОК з полюсами, з нулями і з інтегральною ланкою	2-порядку $1+Tz*s$ $G(s) = Kp * \exp(-Td*s) / s(1+Tp1*s)(1+Tp2*s)$	$Kp = -7.5689$ $ Tp1=0.00571$ $ Tp2=0.005417$ $ Td = 0.27639$ $ Tz = -0.19028$	48,05. Так	P2DI Z
5	ОК з полюсами, без нулів і без інтегральної ланки	2-порядку Kp $G(s) = \text{-----} * \exp(-Td*s) / (1+Tp1*s)(1+Tp2*s)$	$Kp = -299.27$ $ Tp1 = 1.7135$ $ Tp2 = 63.321$ $ Td = 0.3$	45,78. Так	P2D

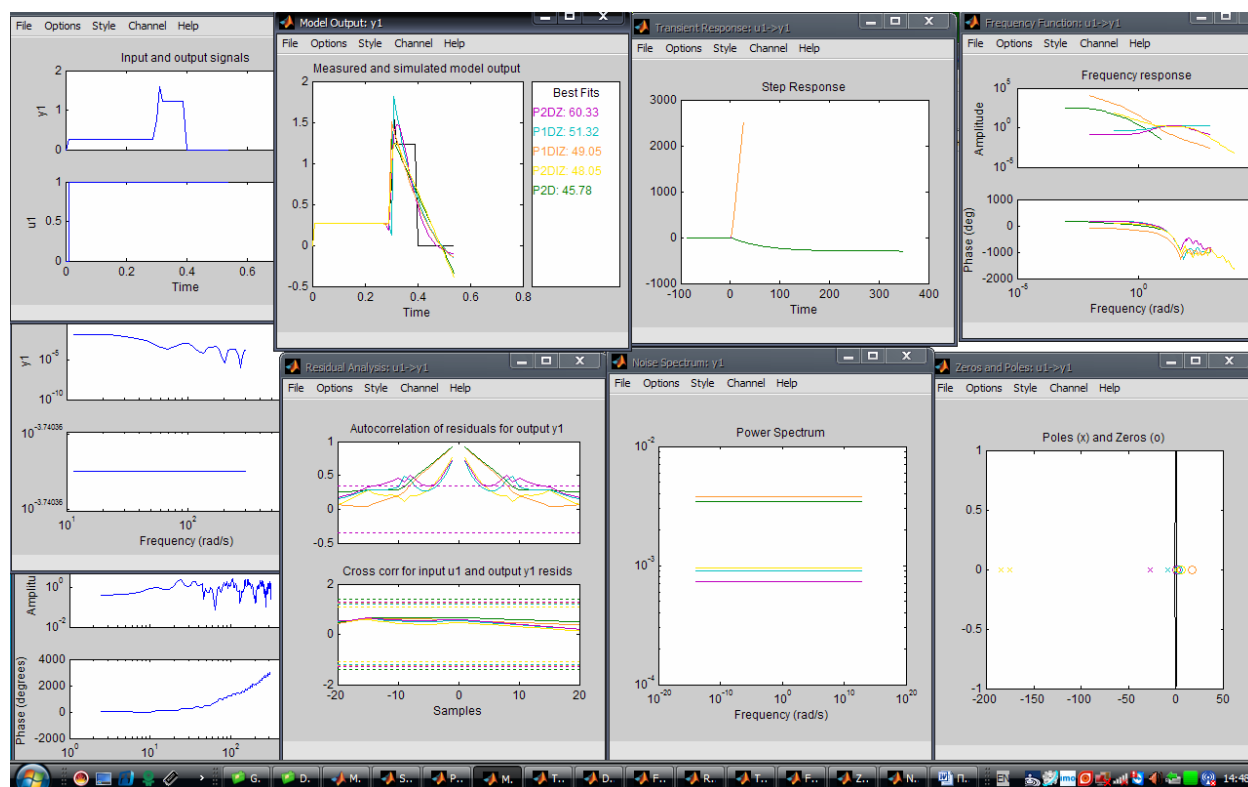


Рис. 2. Аналіз кривої розгону ”Швидкість прес-плунжера ЛПТ” та обраних моделей ПФ командою ”IDENT” пакету МатЛаб

Самарай Р.В., Самарай В.П., Богушевський В.С.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ПОРІВНЯННЯ І ВИБІР ПЕРЕДАВАЛЬНИХ ФУНКЦІЙ “ТЕМПЕРАТУРА СПЛАВУ В ПЕЧІ” ДЛЯ ЛИТТЯ ПІД ТИСКОМ

За кривою розгону виконано розрахунок різних можливих передавальних функцій (ПФ) “Температура алюмінієвого сплаву печі ємністю 15 кг” для лиття під тиском (ЛПТ) машини ЛПТ 711А08 і порівняння адекватності форми їх кривих та достовірності апроксимації за допомогою програми МатЛаб (табл. 1). Для ідентифікації об’єкта керування використовувалися підсистема ідентифікації та моделювання кривих розгону “System Identification Tool” та підсистема аналізу та моделювання систем автоматичного керування “LTI-Viewer” пакету “CONTROL SYSTEM TOOLBOX”.

Таблиця 1 – Порівняння моделей ПФ ”Температура алюмінієвого сплаву в печі ємністю 15 кг”

Форма представлення об’єкта керування (ОК)	Вигляд передавальної функції (ПФ) об’єкта керування (ОК)	Адекватність	Достовірність	Позначення
ОК 1-порядку з нулями і інтегральною ланкою	1-порядку $G(s) = \frac{K_p (1+T_z*s)}{s(1+T_p1*s)} * \exp(-T_d*s)$	$K_p = -0.070754$ $T_{p1} = 6.4855e+006$ $T_d = 1282$ $T_z = -13713$	95,44 Так	P1DIZ
ОК 3-порядку з нулями і інтегральною ланкою	3-порядку $G(s) = \frac{K_p (1+T_z*s) * \exp(-T_d*s)}{s(1+T_p1*s)(1+T_p2*s)(1+T_p3*s)}$	$K_p = 1.3537e-006$ $T_{p1} = 0.001$ $T_{p2} = 2984.1$ $T_{p3} = 3457.7$ $T_d = 248.53$ $T_z = 8.0981e+005$	94,99 Так	P3DIZ
ОК 3-порядку без нулів і без інтегральної ланки	3-порядку $G(s) = \frac{K_p * \exp(-T_d*s)}{(1+T_p1*s)(1+T_p2*s)(1+T_p3*s)}$	$K_p = 1.2206$ $T_{p1} = 94.378$ $T_{p2} = 6671.3$ $T_{p3} = 0.001$ $T_d = 1469.1$	93,74 Так	P3D
ОК 1-порядку без нулів і без інтегральної ланки	1-порядку $G(s) = \frac{K_p}{(1+T_p1*s)} * \exp(-T_d*s)$	$K_p = 1.2764$ $T_{p1} = 7432.4$ $T_d = 1400.2$	93,65 Так	P1D
ОК 2-порядку з нулями і інтегральною ланкою	2-порядку $G(s) = \frac{K_p (1+T_z*s) * \exp(-T_d*s)}{s(1+T_p1*s)(1+T_p2*s)}$	$K_p = 7.7845e-006$ $T_{p1} = 5381.9$ $T_{p2} = 0.0010018$ $T_d = 1670.1$ $T_z = 1.3807e+005$	92,9 Так	P2DIZ
ОК 1-порядку з нулями без інтегральної ланки	1-порядку $G(s) = \frac{K_p (1+T_z*s)}{(1+T_p1*s)} * \exp(-T_d*s)$	$K_p = 1.0144$ $T_{p1} = 1565.4$ $T_d = 8918.3$ $T_z = 1244.8$	73,4 Ні	P1DZ
ОК 2-порядку з нулями без інтегральної ланки	2-порядку $G(s) = \frac{K_p (1+T_z*s) * \exp(-T_d*s)}{(1+T_p1*s)(1+T_p2*s)}$	$K_p = -10.62$ $T_{p1} = 0.001498$ $T_{p2} = 1.2631e+007$ $T_d = 9000$ $T_z = -1.1491e+006$	66,63 Ні	P2DZ
ОК 2-порядку без нулів і без інтегральної ланки	2-порядку $G(s) = \frac{K_p * \exp(-T_d*s)}{(1+T_p1*s)(1+T_p2*s)}$	$K_p = 2.2346e+014$ $T_{p1} = 4.1102e+018$ $T_{p2} = 0.001$ $T_d = 0$	63,68 Ні	P2D
ОК 3-порядку з нулями без інтегральної ланки	3-порядку $G(s) = \frac{K_p (1+T_z*s) * \exp(-T_d*s)}{-(1+T_p1*s)(1+T_p2*s)(1+T_p3*s)}$	$K_p = -10.62$ $T_{p1} = 0.0014976$ $T_{p2} = 1.2631e+007$ $T_d = 9000$ $T_z = -1.1491e+006$	51,02 Ні	P3DZ

Згідно з основним принципом теорії моделювання, з дев'яти можливих моделей ПФ за допомогою пакета МатЛАБ обрані п'ять можливих, найпростіших, достатньо адекватних ПФ за адекватністю математичної моделі та форми кривої. Найбільш адекватною за формою кривої визначено модель ПФ "P1DIZ" (1-го порядку, з нулями, з інтегральною ланкою, з запізненням, $R^2 = 0,95$). Моделі передавальних функцій, розраховані без запізнення об'єкта керування, показали меншу точність і адекватність, що відповідає загальноприйнятим положенням теорії автоматичного керування для такого класу моделей ПФ. Визначене запізнення 15...30 с. Достовірність апроксимації теж найбільша у такій моделі 1-го порядку. Можливе використання передавальних функцій всіх трьох порядків з нулями та з інтегральною ланкою 1, 2, 3 порядків 3-ої групи, а також передавальних функцій без нулів і без інтегральної ланки 1 і 3 порядків 1-ої групи ($R^2 > 0,75$).

Селиверстов В.Ю., Селиверстова Т.В.
(НМетАУ, г. Днепр)

КОМПЬЮТЕРНЫЙ РАСЧЕТ РЕЖИМОВ ГАЗОДИНАМИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА РАСПЛАВ В ЛИТЕЙНОЙ ФОРМЕ

s-v-y@yandex.ru

Автоматизированная система расчета режима осуществления газодинамического воздействия на затвердевающий металл в литейной форме в виде компьютерной программы (КП) GDICalc (Gas-Dynamic Influence Calculation) реализует алгоритм, в общем виде представленный на рис. 1.



Рис. 1. Схема алгоритма расчета рабочего диапазона давлений при газодинамическом воздействии

В общем виде, КП GDICalc предусматривает выполнение следующей последовательности действий, состоящей из 5 шагов.

Шаг 1. Ввод термовременных параметров. Выполнение этого этапа нуждается в определенной предварительной подготовке. Кинетику затвердевания, температуру на поверхности отливки, растягивающие напряжения, полученные в результате проведения натурального или модельного эксперимента, необходимо занести в соответствующие места таблицы.

Шаг 2. Ввод значений временного сопротивления. Зависимость временного сопротивления от температуры является справочной информацией и вносится непосредственно в таблицу, без предыдущей обработки.

Шаг 3. Ввод значений сопротивления деформации. Зависимость сопротивления деформации от температуры также является справочной информацией и вносится непосредственно в таблицу.

Шаг 4. Ввод дополнительной информации. В качестве дополнительной информации необходимо указать температуру полного затвердения сплава, из которого изготовлена отливка.

Шаг 5. Визуализация результатов расчета режима газодинамического воздействия на расплав, затвердевающий в литейной форме, в виде таблицы и графика зависимости давления газа от времени (рис. 2).

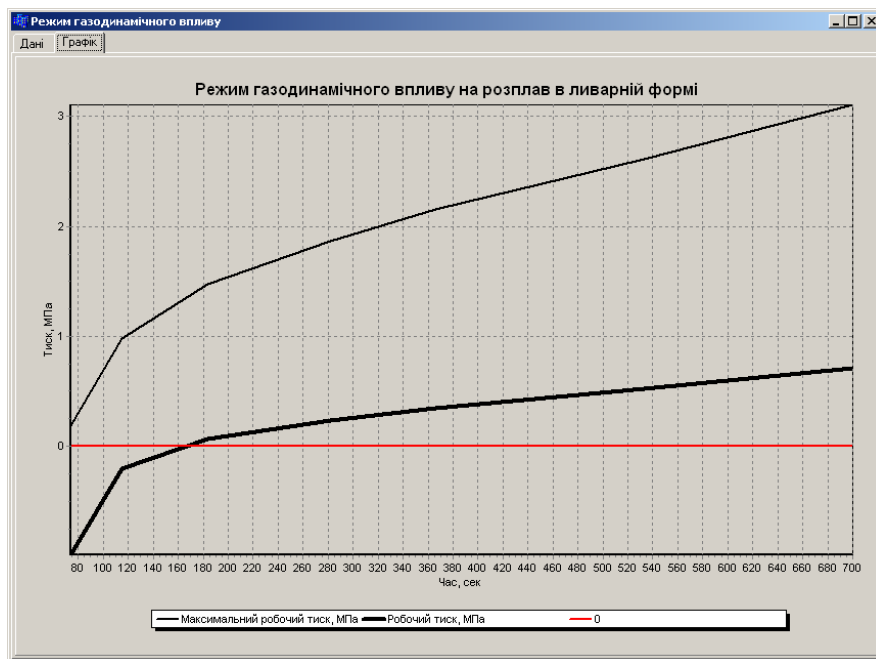


Рис. 2. Интерфейс GDICalc, диалоговое окно «Режим газодинамического воздействия», закладка «Графики»

Селівьорстов В.Ю., Доценко Ю.В., Доценко Н.В.
(НМетАУ, м. Дніпро)

ВПЛИВ НИЗЬКОЧАСТОТНОЇ ВІБРАЦІЇ ТА МОДИФІКУВАННЯ НА МАКРОСТРУКТУРУ ВИЛИВКІВ ЗІ СПЛАВУ СИСТЕМИ Al-Si

s-v-y@yandex.ru

В умовах ливарного цеху проводили плавлення сплаву марки АК7 в печі САТ – 04. Заливання здійснювали в сталевий витряхний кокіл середнім діаметром 60 мм з товщиною стінки 5 мм та висотою робочої порожнини 150 мм. Внутрішню поверхню кокілу, підігріту до температури 380...400 °С, покривали ливарною фарбою на основі дистен-

силіманіту. Температура випуску – $(720 \pm 5)^\circ\text{C}$. Підігрітий кокіль встановлювали та закріплювали на вібраційній установці. Заливання металу в кокіль здійснювали при увімкненій вібраційній установці при частоті коливань 100 Гц, 150 Гц, 200 Гц та амплітуді 0,7 мм. При даних частотах заливали немодифікований розплав та розплав з додаванням 0,1 мас. % препарату «Turphoon-Z». Окремо здійснювали заливання немодифікованого розплаву та розплаву з модифікатором в кокіль без застосування вібраційного оброблення.

Макроструктура дослідних виливків представлена на рис. 1, 2. В результаті вібраційного оброблення сплаву АК7 з частотою 200 Гц у надливній частині виливка утворилися грубі дефекти у вигляді порожнин різного об'єму та розосередженої шпаристості. Макроструктура виливка, що піддавався віброобробленню з частотою 150 Гц, включає концентровану усадкову раковину правильної форми з наявними багатьма тріщинами на бічній поверхні раковини за відсутності розосередженої шпаристості. Макроструктура виливка, що піддавався віброобробленню з частотою 100 Гц, включає концентровану усадкову раковину правильної форми з поодинокими тріщинами на бічній поверхні за відсутності розосередженої шпаристості.

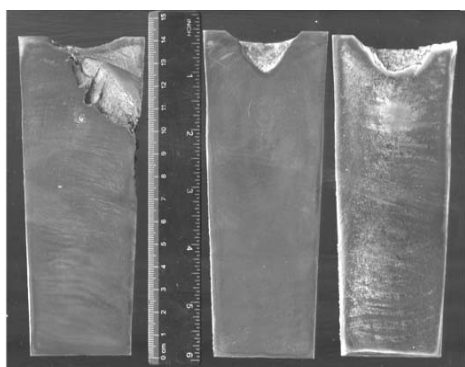


Рис. 1. Макроструктура виливків після віброоброблення (без модифікування розплаву): 1 – 200 Гц; 2 – 150 Гц; 3 – 100 Гц

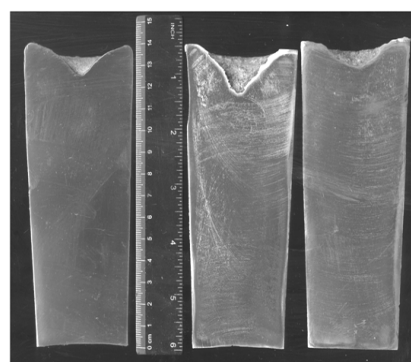


Рис. 2. Макроструктура виливків: 1 – модифікування розплаву; 2 – модифікування + вібрація 150 Гц; 3 – модифікування + вібрація 100 Гц

Макроструктура металу виливка, що піддавався тільки модифікуванню? також включає концентровану усадкову раковину правильної форми глибиною 10 мм з гладкою бічною поверхнею за відсутності розосередженої шпаристості.

Макроструктура металу виливка, що піддавався модифікуванню та віброобробленню з частотою 150 Гц, включає концентровану усадкову раковину правильної форми з поодинокими тріщинами на бічній поверхні раковини за відсутності розосередженої шпаристості. Макроструктура металу виливка, що піддавався модифікуванню та віброобробленню з частотою 100 Гц, включає концентровану усадкову раковину правильної форми з поодинокими дрібними тріщинами в центральній частині раковини за відсутності розосередженої шпаристості.

Найменша кількість дефектів та найбільш сприятлива макроструктура виливків спостерігається при використанні комплексної технології, яка включає віброоброблення з частотою 100 Гц та модифікування, а також при застосуванні тільки модифікування.

Селівьорстов В.Ю., Доценко Ю.В.
(НМетАУ, м. Дніпро)

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ НИЗЬКОЧАСТОТНОЇ ВІБРАЦІЇ ТА МОДИФІКУВАННЯ НА ЩІЛЬНІСТЬ СПЛАВУ АК7, ЩО ЗАЛИВАЄТЬСЯ В КОКІЛЬ

s-v-y@yandex.ru

Використовували сталевий витряхний кокінь середнім діаметром 60 мм з товщиною стінки 5 мм та висотою робочої порожнини 150 мм. Внутрішню поверхню кокіня, підігріту до температури 380...400 °С, покривали ливарною фарбою на основі дистенсиліманіту. Температура випуску – $(720 \pm 5)^\circ\text{C}$. Заливання металу в кокінь здійснювали при увімкненій вібраційній установці при частоті коливань 100 Гц, 150 Гц, 200 Гц та амплітуді 0,7 мм. При даних частотах заливали немодифікований розплав та розплав з додаванням 0,1 мас. % експериментального ультрадисперсного препарату «Turphoon-Z». Окремо здійснювали заливання немодифікованого розплаву та розплаву з модифікатором в кокінь без застосування вібраційного оброблення.

Результати досліджень щодо визначення щільності металу дослідних виливків представлені в табл. 1.

Таблиця 1 – Щільність металу виливків

№ зразка	Оброблення	Частота, Гц	Маса зразка в повітрі, г	Маса зразка в CCl_4 , г	Щільність зразків, г/см^3	
1	без оброблення	-	16,585	6,955	2,744	2,752
2		-	15,265	6,385	2,739	
3		-	8,945	3,805	2,773	
1.1	вібрація	100	15,810	6,615	2,739	2,733
1.2		100	18,765	7,820	2,731	
1.3		100	20,565	8,560	2,729	
2.1		150	21,415	9,040	2,757	2,786
2.2		150	16,085	7,100	2,852	
2.3		150	21,775	9,160	2,750	
3.1		200	15,355	6,490	2,760	2,784
3.2		200	22,435	9,600	2,785	
3.3		200	14,095	6,095	2,808	
4.1	вібрація + модифікування	100	18,880	8,160	2,806	2,768
4.2		100	18,970	7,975	2,749	
4.3		100	16,360	6,890	2,749	
5.1		150	20,515	8,555	2,732	2,734
5.2		150	21,515	8,975	2,734	
5.3		150	16,530	6,900	2,736	
6.1	модифікування	-	18,530	7,745	2,737	2,736
6.2		-	17,285	7,220	2,736	
6.3		-	18,075	7,545	2,736	

Дослідження щільності алюмінієвого сплаву визначали методом гідростатичного зважування з точністю $0,001 \text{ г/см}^3$. Зразок, який не містить тріщин і порожнин, зважували на аналітичних вагах на повітрі та в чотиріхлористому вуглеці. Щільність зразка розраховували за формулою:

$$d_{обр} = \frac{P_v}{P_v - P_{жс}} \cdot (d_{жс} - 0,0012) + 0,0012 \quad (1)$$

де $d_{обр}$ – щільність зразка, г/см³;

P_v – маса зразка в повітрі, г;

$P_{жс}$ – маса зразка в CCl₄, г;

$d_{жс}$ – щільність CCl₄, г/см³.

Результати показали значний розбіг значень від 2,729 г/см³ до 2,852 г/см³. Окрім того, найбільші діапазони коливань значень щільності спостерігаються у зразках металу, що піддавався віброобробленню. Наприклад, при частоті 150 Гц без застосування модифікування щільність сплаву коливається в межах 2,750...2,852 г/см³ (різниця 3,5%), без оброблення – 2,739...2,773 г/см³ (1,2%), з застосуванням тільки модифікування – 2,736...2,737 г/см³ (0,04%).

Наведені дані свідчать про наявність ліквідаційних зон у виливках, що піддавалися віброобробленню, та отриманих за традиційною технологією. Це підтверджується результатами досліджень щільності металу зразків, що містили таку зону, або її частину.

Проведені дослідження показали підвищення усередненої щільності металу виливків, що піддавалися віброобробленню разом з модифікуванням, на 1,2% відносно металу виливків, отриманих за традиційною технологією.

**Сергієнко Р. А., Верховлюк А. М., Щерецький О. А., Потрух О. Г.,
Науменко М. І.**

(ФТІМС НАН України, м. Київ)

ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ФАКТОРІВ НА ЕЛЕКТРОПРОВІДНІСТЬ ЛАТУНЕЙ

rsruslan17@gmail.com

В роботі розглянуто ряд технологічних чинників, які впливають на електропровідність сплавів на основі міді. До таких технологічних факторів належать: легування, швидкість охолодження при кристалізації сплаву з рідкого стану, а також термопластичне оброблення.

Проведені дослідження засвідчили, що заданої електропровідності можна досягти шляхом додаткового легування сплавів системи Cu-Zn різними елементами. Подвійні сплави системи міді з цинком типу томпак мають досить високу електропровідність на рівні 40% ІАСС, тому для розроблення сплавів із заданою електропровідністю їх необхідно легувати елементами, які знижують електропровідність [1]. Різні легувальні елементи по-різному впливають і знижують електропровідність. Питому електропровідність литого металу в загальному вигляді можна представити емпіричним рівнянням:

$$E = KA - K1[Zn] - K2[Si] - K3[Fe] - K4[Mn] - \dots Ki[Э], \quad (1)$$

де A – константа;

K – коефіцієнт, залежний від структури металу і технологічних особливостей;

$K1, K2, \dots, Ki$ – коефіцієнти парціального впливу легувальних елементів і домішок на електропровідність.

Приведене рівняння не враховує взаємного впливу елементів на електропровідність, тому воно може бути застосовано тільки для конкретного однофазного сплаву при невеликих змінах концентрацій компонентів. Дослідження довели ефективність регулювання електропровідності потрібних латуней різних систем (Cu-Zn-Al, Cu-Zn-Sn, Cu-Zn-

Mn) шляхом додаткового легування. Так, наприклад, легування алюмінієм потрійної системи Cu-Zn-Mn у кількості до 2% (мас. ч.) дозволяє в широких межах регулювати електропровідність сплавів указаної системи – з 23,8% IACS до 16% IACS для сплаву Cu10Zn1,5Mn та з 22% IACS до 15% IACS для сплаву Cu10Zn2Mn. Легування однофазних α -латуней, як правило, призводить до зниження електропровідності, в той час як поява другої β -фази призводить до збільшення електропровідності, що було перевірено на латунях Cu35Zn, Cu35Zn2Ni при легуванні їх алюмінієм. Таким чином дослідження показали, що необхідний рівень електропровідності в латунях можна досягти при їх комплексному легуванні, при цьому кожен елемент по-різному впливає на інтенсивність зниження електропровідності.

Так, як електропровідність чутлива до змін структури і фазового складу, тому швидкість охолодження впливає на її значення. В роботі досліджували взаємозв'язок швидкості охолодження при кристалізації одно- і двофазних латуней різних систем (Cu10Zn, Cu10Zn2Al, Cu25Zn2Ni1Al, Cu10Zn2Mn2Al, Cu35Zn, Cu35Zn1Al, Cu35Zn2,5Al) з їх електропровідністю. Для забезпечення різної швидкості охолодження при отриманні зразків застосовували форми з різною теплопровідністю. Як правило, електропровідність незначно (на десятки долі відносних одиниць % IACS) зростала при збільшенні швидкості охолодження в діапазоні від 1 К/с до 120 К/с.

Термопластичне оброблення – ще один технологічний фактор, який впливає на електропровідність латуней. Зниження електропровідності при деформації пов'язано тільки зі змінами мікроструктури сплавів, а саме розміром зерен, які подрібнюються в процесі деформації, в результаті чого збільшується кількість дефектів на міжфазних межах [2, 3]. Подальший відпал деформованих латуней забезпечує рекристалізацію і практично відновлює електропровідність до рівня електропровідності сплаву в литому стані. Так наприклад, характер змін електропровідності з багатьох операцій прокатки і відпалу сплаву Cu9,2Zn2,5Sn1,8Al такий: 18,25% IACS (литий стан) $\rightarrow$ 16,28% IACS (прокатка з 7 до 3,2 мм (ступінь деформації $\varepsilon = 54\%$)) $\rightarrow$ 17,51% IACS (відпал при 730 °C) $\rightarrow$ 16,18% IACS (прокатка з 3,2 до 1,6 мм (ступінь деформації $\varepsilon = 50\%$)) $\rightarrow$ 18,10% IACS (відпал при 730 °C) [4].

Таким чином, на основі вище розглянутого аналізу можна зробити висновки, що при розробленні мідних сплавів із заданою електропровідністю можна застосовувати різні технологічні прийоми, основні з яких – це легування, пластична деформація і термічне оброблення, а також швидкість охолодження при кристалізації сплаву, яка впливає на електропровідність через зміну структури, при цьому найефективнішим методом, що забезпечує стабільні результати, залишається легування.

Література:

1. Смирязин А. П., Смирязина Н. А., Белова А. В. Промышленные цветные металлы и сплавы. – М.: Металлургия, – 1974. – 488 с.
2. Верховлюк А. М., Лахненко В. Л., Щерецкий А. А., Сергиенко Р. А., Науменко М. И., Апухтин В. В., Назаренко А. Основные принципы разработки монетных сплавов с заданной электропроводностью // Вісник Національного банку України (Вестник Национального банка Украины). – 2014. – №12. – С. 30...36.
3. Плитченко В. В., Апухтин В. В., Науменко М. И. Влияние деформации на электропроводность и твёрдость многокомпонентных сплавов на основе меди // Металлознавство та обробка металів (Металловедение и обработка металлов). – 2008. – № 1. – С. 59...62.
4. Плитченко В. В. Разработка экономнолегированного многокомпонентного сплава на основе меди для монет средних номиналов: дис. канд. техн. наук: 05.16.01 / Плитченко Валерий Васильевич – Киев, 2008. – 160 с.

Сисоєв М.О., Кисла Г.П., Губай І.О., Радом'як Ю.О., Лобода П.І.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ ОТРИМАННЯ НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ КОМПОЗИТУ TiAl – B₄C

sisoev@mail.ua

Розроблення нових конструкційних матеріалів, які мають кращі властивості в порівнянні з традиційними металами, є актуальним напрямком в матеріалознавстві. Одним з представників таких матеріалів є інтерметаліди на основі титану. Такі матеріали зберігають свою структуру і механічні властивості при високих температурах, володіють високими антикорозійними і антифрикційними властивостями [1]. Інтерметалідні композити, армовані керамічними вкрапленнями, мають переваги у порівнянні зі звичайними титановими сплавами за рахунок кращих механічних властивостей при підвищених температурах, вищої стійкості до окислення та інше. Тому метою даної роботи було отримання і дослідження композиційних матеріалів системи TiAl-B₄C.

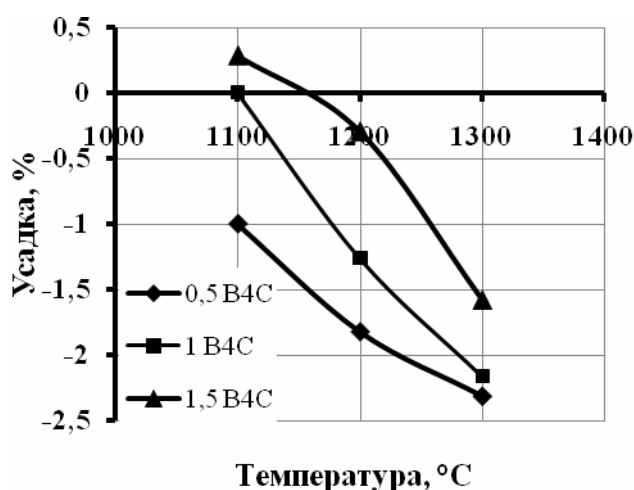


Рис. 1 Вплив температури на усадку композиційного матеріалу TiAl-B₄C

В роботі отримали композиційні матеріали складу TiAl-(0,5; 1, 1,5) B₄C при температурах спікання 1100...1300 °C в вакуумі. Зміну усадки в процесі спікання представлено на рис. 1.

З отриманих даних видно, що зі збільшенням температури спікання усадка монотонно збільшується, при чому збільшення кількості карбіду бору призводить до зменшення усадки. Така поведінка обумовлена взаємодією B₄C з TiAl та утворенням тугоплавких карбідів та боридів, що підтверджується рентгенофазовими дослідженнями (рис. 2).

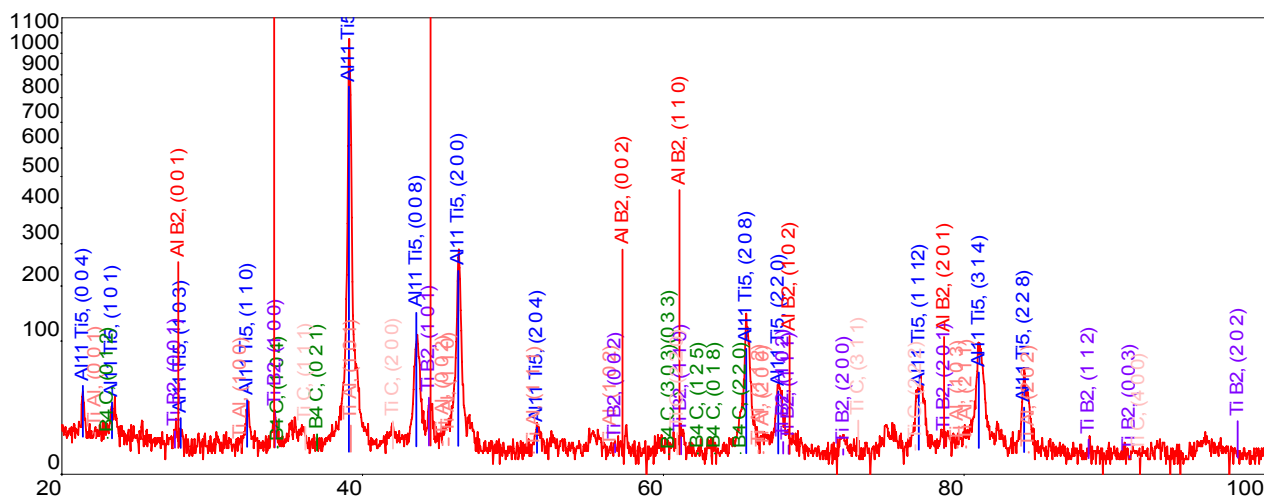
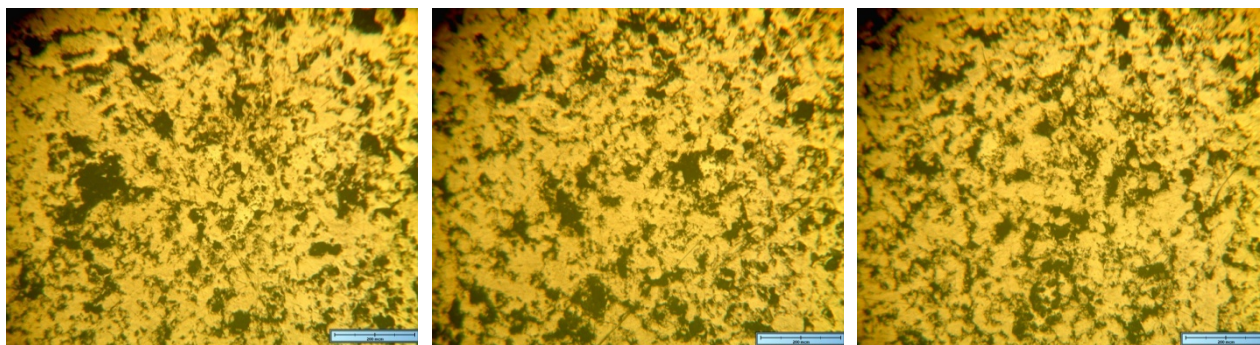


Рис. 2. Дифрактограма композиційного матеріалу системи TiAl-B₄C, отриманого при температурі 1300 °C

Мікроструктурними дослідженнями встановлено, що збільшення карбіду бору сприяє зменшенню розміру пор (рис. 3), оскільки утворення тугоплавких вкраплень блокує процеси їх росту. Пористість отриманих матеріалів на перевищує 25%.



0,5% B₄C

1% B₄C

1,5% B₄C

Рис. 3. Мікроструктура композиту системи TiAl-B₄C, отриманого при температурі 1300 °C

Збільшення температури спікання сприяє усадці композиту, призводить до взаємодії карбіду бору з інтерметалідом і утворення тугоплавких вкраплень, які блокують ріст пор при їх рівномірному розташуванні в об'ємі композиту і, як наслідок, покращення механічних та експлуатаційних характеристик композиційного матеріалу.

Література:

1. Ильин А.А., Колачев Б.А. Польшин И.С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства / М.: ВИЛС – МАТИ, 2009. – 520 с.

Скирденко М.В., Лютий Р.В., Кеуш Д.В.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ЗВ'ЯЗУВАЛЬНИЙ КОМПОНЕНТ ІЗ ОРТОФОСФОРНОЇ КИСЛОТИ І СУЛЬФАТУ АЛЮМІНІЮ ДЛЯ СТРИЖНЕВИХ СУМІШЕЙ

Усі сучасні роботи з удосконалення технологій виготовлення ливарних стрижнів розраховані на серійне та масове виробництво. У реальних ливарних цехах України характер виробництва є дрібносерійним або індивідуальним, і застосування провідних стрижневих технологій є недоцільним. Для створення альтернативних процесів найбільш перспективними та мало вивченими є неорганічні зв'язувальні компоненти, які являють собою фосфорні солі металів. Для їх утворення в сумішах використовують ряд оксидів або гідроксидів, проте застосування неорганічних солей металів (зокрема алюмінію) невідомо.

У нашій роботі представлено нову зв'язувальну систему ортофосфорна кислота H₃PO₄ – сульфат алюмінію Al₂(SO₄)₃ та стрижневу суміш на її основі.

Створення нового неорганічного зв'язувального компонента із названих речовин стало можливим в результаті ґрунтовного аналізу процесів, які відбуваються у досліджуваній системі при різних температурах.

Для встановлення хімічного і фазового складу проведено рентгенофазовий аналіз проб ортофосфорної кислоти із сульфатом алюмінію у різних співвідношеннях та диференціальний термогравіметричний аналіз цих проб. Зв'язувальний компонент застосовано при виготовленні стандартних зразків стрижневої суміші для випробування на міцність, а також для стрижнів і оболонкових форм у лабораторних умовах. Стрижні і форми використано для виготовлення виливків із залізовуглецевих сплавів.

У результаті розроблено оригінальну технологію отримання зв'язувального компонента для стрижневої суміші, який складається із 5...10 мас. ч. сульфату алюмінію на 1 мас. ч. ортофосфорної кислоти і буде в подальшому об'єктом патентування. Стрижні із 5...6% такого зв'язувального компонента, зміцнені при 200 °C, характеризуються міцніс-

ттю при стисканні не менше 2,5 МПа, обсіпаємістю не більше 0,5% і забезпечують належну якість литих поверхонь виливків із залізовуглецевих сплавів.

Слід підкреслити легке вибивання стрижнів із складних внутрішніх порожнин виливків, що є наслідком встановлених у нашій роботі фізико-хімічних перетворень зв'язувального компонента при нагріванні.

Розроблений зв'язувальний компонент рекомендовано використовувати при виготовленні виливків із залізовуглецевих сплавів для стрижнів, які зміцнюються під час нагрівання.

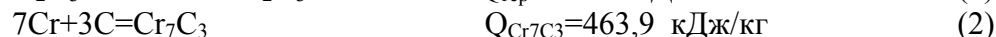
Скідін І.Е., Каратаєв Ю.Ю.

(ДВНЗ «Криворізький національний університет», м. Кривий Ріг)

ПЕРСПЕКТИВИ ОТРИМАННЯ ЗМІЦНЕНОГО ШАРУ З КАРБІДОМ ХРОМУ ПРИ НАПЛАВЛЕННІ МЕТОДОМ СВС

yur4ik.karataev@gmail.com

При використанні металотермічного процесу треба враховувати особливості процесу – введення лігатур у шихту, таких як карбід хрому Cr_7C_3 , сприятиме зниженню температури горіння шихти, що навіть може призвести до унеможливлення повного горіння суміші [1]. Тому розрахунок термітної суміші $\text{Fe}_2\text{O}_3 + 2\text{Al}$ і карбіду хрому Cr_7C_3 потрібно проводити для встановлення точного співвідношення компонентів для проходження реакції. Термітна реакція з оксидом Fe_2O_3 і реакція утворення карбіду хрому мають вигляд:



Калорійність суміші буде розрахована як:

$$Q_{\text{см}} = Q_{\text{тер}} \cdot \omega_{\text{тер}} + Q_{\text{Cr}_7\text{C}_3} \cdot \omega_{\text{Cr}_7\text{C}_3} \quad (3)$$

де $\omega_{\text{тер}}$ і $\omega_{\text{Cr}_7\text{C}_3}$ – масові частки термітної шихти і шихти $7\text{Cr} + 3\text{C}$ в загальній суміші, причому $\omega_{\text{тер}} + \omega_{\text{Cr}_7\text{C}_3} = 1$

За температуру термітної реакції приймаємо температуру кипіння заліза 3134 К. Оскільки у випадку з отриманням композиту реакція утворення карбіду хрому протікає спільно з термітною реакцією, то будемо вважати, що при спільному протіканні двох реакцій буде розвиватися температура 3134 К, а надлишки тепла будуть витрачатися на перехід заліза в газоподібну фазу. Для нагрівання карбіду хрому до температури 3134 К потрібно 165,6 кДж/кг тепла. Слід звернути увагу, що при нульовому вмісті Fe_2O_3 все тепло буде витрачатися на нагрівання карбіду хрому. За даними розрахунків був побудований графік залежності теплоти реакції $(\text{Fe}_2\text{O}_3 + 2\text{Al}) + (7\text{Cr} + 3\text{C})$ від вмісту компонентів рис. 1, а.

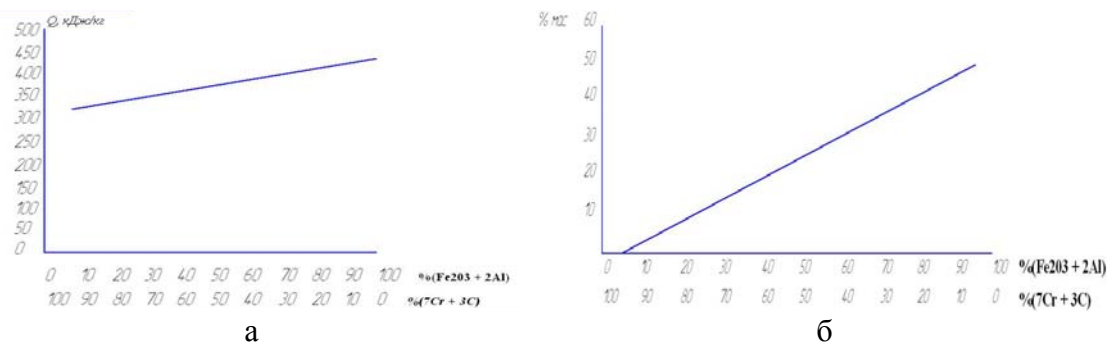


Рис. 1. Залежність теплоти від компонентів

Судячи з рис. 1, а, при збільшенні вмісту в шихті суміші $7\text{Cr} + 3\text{C}$, калорійність

знижується, і менша кількість тепла витрачається на випаровування заліза. Однак, слід зауважити, що кількість, яка утворилася в результаті реакції заліза, теж знижується. Кількість одержуваного заліза за реакцією $(\text{Fe}_2\text{O}_3 + 2\text{Al}) + (7\text{Cr} + 3\text{C})$ від вмісту компонентів наведено на рис. 1, б.

Таким чином, додавання порошків $7\text{Cr} + 3\text{C}$ в термітну суміш $\text{Fe}_2\text{O}_3 + 2\text{Al}$ знижує її калорійність і, як наслідок, зменшує надлишок теплоти, яка виділилась під час термітної реакції. Надлишок теплової енергії (448 кДж/кг) екзотермічної суміші можливо використовувати для розплавлення підготовлених порошків карбідів металів, зокрема карбіду хрому. Ця кількість надлишкової теплової енергії розплавить 7,1 г Cr_7C_3 на 100 г екзотермічної суміші. Вміст карбіду в сплаві складе не більше 13,5%. Заміщення карбіду хрому на залізний порошок у додатковій суміші дозволяє вносити залізо та маса екзотермічного сплаву підвищується на кожні 10% зменшення Cr_7C_3 у додатковій суміші збільшується маса додаткового металу на 1,22%. Попереднє нагрівання екзотермічної суміші до 1073 К дозволяє збільшити кількість сплаву заліза до 95 г зі 100 г суміші, а вміст Cr_7C_3 може досягнути 29,8%.

Наявність карбіду хрому Cr_7C_3 в нанесеному покритті сприяє покращенню характеристик праці в умовах абразивного зносу, підвищених температур і в агресивних середовищах.

Література:

1. Zhiguts Yu.Yu. Thermit Smelting of Cooper Alloys/Acta metallurgica Slovaca/ Kosice Rosnik 5, 1999.- №.2. – P.419...421.

Слепкін О.П., Богомол Ю.І.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)
СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ КОМПОЗИЦІЙНОГО
МАТЕРІАЛУ $\text{TiB}_2 - \text{TiSi}_2$
aslepkin@gmail.com

Бориди рідкісноземельних і перехідних металів складають великий клас сполук, що характеризуються різноманітністю структурних типів і унікальним поєднанням фізико-хімічних властивостей [1].

У зв'язку з цим стимулюються інтенсивні роботи з дослідження електронно-енергетичної структури боридів [2].

Матеріали на основі TiB_2 викликали до себе значний інтерес в останні роки. В основному – це зумовлено тим, що такі матеріали мають високу температуру плавлення ($\sim 3200^\circ\text{C}$), добрі тепло- і електричні властивості, а також чудово зберігають свою твердість і міцність при високих температурах [3].

Відомо, що можна досягти кращих механічних властивостей від обмеження зростання зерен при спіканні. Це може бути досягнуто за рахунок використання великої швидкості нагрівання і зниження часу витримки при температурі спікання. З цієї точки зору, найбільш логічним є електроіскрове спікання (SPS) для розроблення щільного композиту на основі TiB_2 -5% TiSi_2 .

Одним з найважливіших питань, які стосуються застосування TiB_2 , армованого неметалевими сполуками, як конструкційного матеріалу, є вплив цих самих сполук на перебіг реакції під час утворення композиту. Основним завданням є зменшення окиснюваності, а також розуміння того, як продукти окиснення впливають на властивості композиту. Хімічна модифікація композиту є одним із найважливіших і продуктивних методів контролю окиснення кераміки [4].

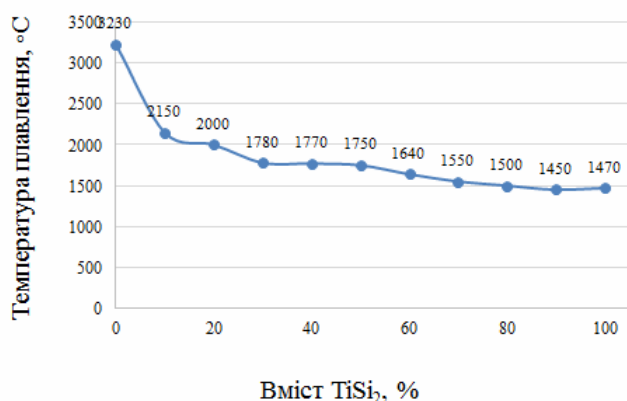


Рис. 1. Залежність температури плавлення від вмісту TiSi₂ у композитному матеріалі TiB₂-TiSi₂

Література:

1. Самсонов Г. В. Бори́ды [Текст] / Г. В. Самсонов, Т. И. Серебрякова, В. А. Неронов. – М.: Атомиздат, 1975. – 376 с.
2. Титан [Текст] / В. А. Гармата, А. Н. Петрунько, Ю. Г. Олесов [та др.] – М. : Металлургия, 1983. – 560 с.
3. Golla B. R. Hot-pressed TiB₂–10 wt.% TiSi₂ ceramic with extremely good thermal transport properties at elevated temperatures (up to 1273 K) [Text] /B. R.Golla, B.Basu // J. Scripta Materialia. – 2012. – 79 с.
4. Raju G.B. Microstructural characterization and isothermal oxidation behavior of hot-pressed TiB₂–10 wt.% TiSi₂ composite [Text] / G.B. Raju, K. Biswas, B. Basu. – Kanpur: Indian Institute of Technology. – 2009. – 104 с.

Смірнова Я.О., Гурія І.М., Солодкий Є.В., Лобода П.І.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ОСОБЛИВОСТІ ВЗАЄМОДІЇ ТИТАНУ, АРМОВАНОГО ВОЛОКНАМИ МОНОБОРИДУ ТИТАНУ, З РОЗПЛАВОМ АЛЮМІНІЮ

decan@iff.kpi.ua; gurya@ukr.net; yana.luschay@yandex.ru

При виготовленні металевих композиційних матеріалів найбільш розповсюдженими матричними металами є алюміній та титан. Завдяки своїм підвищеним, у порівнянні зі звичайними сплавами, фізико-механічним властивостям композити на основі даних металів, армовані боридами титану, використовують у високотехнологічних галузях промисловості, у тому числі аерокосмічній, оборонній, автомобільній тощо [1].

Виготовлення таких композитів пов'язано з рядом труднощів, обумовлених в першу чергу коагуляцією волокон під час введення та розподілення по об'єму розплаву. Аналогічна проблема стосується і введення дисперсних частинок тугоплавких сполук в розплав. Окрім того, модуль пружності алюмінієвих сплавів нижчий за сталь та титан, що не дозволяє забезпечити жорсткість тонкостінних конструкційних елементів деталей складної форми, виготовлених із легкого алюмінієвого сплаву. Тому актуальним є створення композиційних матеріалів з малою питомою вагою і високими механічними властивостями. Один із шляхів вирішення цієї проблеми – створення композитів із титану, армованого боридом титану, та алюмінієвих сплавів шляхом введення в розплав алюмінію частинок порошку композиційного матеріалу. Згідно з діаграмою стану титан-алюміній та квазібінарного розрізу алюміній – бори́ди титану в контактi з розплавом алюмінію, титанова ма-

Основним завданням, яке було поставлено до роботи, було дослідження впливу вмісту дисиліциду титану на температуру плавлення отриманих зразків.

Під час виконання наукової роботи було розплавлено дев'ять зразків спресованих з порошків дибориду титану та дисиліциду титану різного відсоткового вмісту, та були отримані результати. Побудовано криву залежності температури плавлення від вмісту дисиліциду титану (рис. 1).

триця композиту повинна розчинятися, а волокна із бори́ду титану – переходити в розплав алюмінію, армуючи саму матрицю композиту.

Для з'ясування можливості виготовлення композиційних матеріалів з алюмінієвою матрицею і вкрапленнями із титану, армованого бори́дом титану, було досліджено кінетику процесу взаємодії розплаву з титановою пластиною, армованою волокнами бори́ду титану, діаметром 1...2 мкм та довжиною 100...500 мкм.

Методом металографічного аналізу було встановлено, що під час взаємодії розплавленого алюмінію та титанової пластини на її поверхні утворюється перехідний шар, товщина якого практично не змінюється зі збільшенням часу витримки. Проміжний шар складається із двох характерних зон: зони з волокнами, що достатньо однорідно розподілені в розплаві алюмінію, і суцільної, вільної від волокон фази сірого кольору (рис. 1). За даними рентгеноструктурного аналізу, волокна в розплаві алюмінію представляють собою моноборид титану, а суцільний прошарок – титан-алюмінієві інтерметаліди.

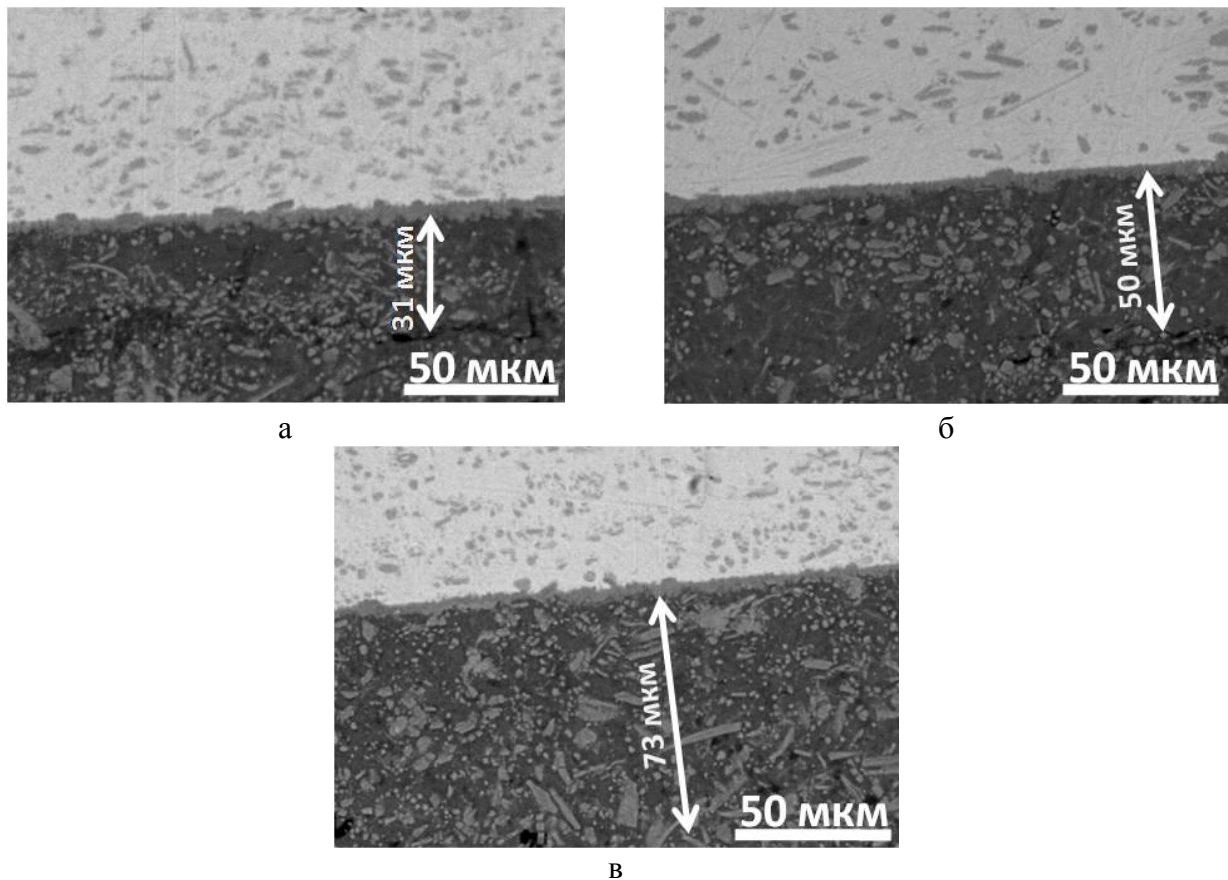


Рис. 1. Мікроструктура титану, армованого волокнами монобориду титану, після взаємодії з розплавом алюмінію протягом 15 хв (а), 30 хв (б) і 60 хв (в)

Виявлено, що під час розчинення титану в розплавленому алюмінії відбувається перехід волокон бори́ду титану в розплав і зберігається рівномірне розташування волокон по об'єму закристилізованого прошарку алюмінію, що прилягає до поверхні композиційного матеріалу титан – моноборид титану. По суті відбувається формування армованої волокнами бори́ду титану границі розподілу титановий композит – матриця із алюмінієвого сплаву.

Таким чином титан, армований бори́дом титану, має достатню кінетичну сумісність з розплавом алюмінію, і може використовуватись як армувальна складова для виготовлення композитів із матрицею на основі алюмінієвих сплавів.

Література:

1. Aluminium-Titanium Diboride (Al-TiB₂) Metal Matrix Composites: Challenges and Opportunities. / S.Suresh, N.Shenbag, V.Moorthi // Procedia Engineering, 38, 2012. – P.89...97.

Стаднійчук В.С.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)
РОЗВИТОК ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА
stadvita@gmail.com

Розкопки гробниць у Єгипті показують, що залізо було відоме ще за 4000 р. до н. е. Перш ніж отримувати виливки, потрібно було навчитись плавити метал. В давнину плавили метал у найпростіших горнових печах. Необхідність збільшення кількості металу призвела до відкриття чавуну, що стало можливістю для відкриття нового, більш досконалого способу отримання заліза – крицевий процес [1].

З 1500 – 1800-х років починається стрімкий розвиток науки в Європі, що було початком трансформації ремісничих виробництв на основі більш ефективних процесів.

XIX століття характеризується розширенням масштабів ливарного виробництва. Найбільших зусиль вимагало отримання ливарної сталі. Виплавлення і розливання сталі стало можливим з появою у 1830 році тигельного процесу [1].

Дешевий та простий спосіб отримання ливарної сталі у великих кількостях шляхом продування рідкого чавуну повітрям запропонував англійський механік Генрі Бесемер [2].

У 1865 Емілем та П'єром Мартенами було здійснено перше успішне плавлення сталі в «мартенівській» печі з чавуну та скрапу [1].

Систематичне виготовлення сталевих виливків було здійснене в 1881 – 1891 рр., що стало першим кроком на шляху до вдосконалення ливарного обладнання, плавильних печей, освоєння виплавлення кольорових сплавів та виготовлення фасонних виливків з них, створення спеціальних способів лиття [1].

Після довгих років активного розвитку ливарне виробництво знаходиться на зовсім іншому рівні: тепер це не тільки галузь промисловості, яка створена для потреб людства, а і мистецтво. Прикладом цього є виставка «Алюміній – 2014» в Дюссельдорфі, на якій були представлені вироби у сфері моди та музики, виготовлені з алюмінію. В «алюмінієвій колекції» одягу були абсолютно різноманітні речі (від джинсів до весільних суконь). Цікавим експонатом була лита алюмінієва віолончель. Чотири музиканти на різних металевих інструментах презентували класичні симфонії [1].

Спектр використання технологій художнього литва є надзвичайно широким – починаючи від архітектурного литва, монументів, скульптур, до ювелірного литва [3].

На сьогоднішній день розвиток ливарного виробництва в Україні заснований на підвищенні екологічності виробництва, зменшенні енергоємності, підвищенні безпеки ливарних процесів. Основною вимогою й досі залишається отримання якісних виробів [4].

Перспективи ливарного виробництва полягають у подальшій спеціалізації і автоматизації виробничого циклу, розробленні та впровадженні нових технологічних процесів, використанні сучасних інформаційних технологій, створенні нових систем автоматизованого проектування, реконструкції діючих і спорудженні нових ливарних цехів. Об'єм виробництва у світі фасонних виливків складає 75...80 млн. т на рік. У 2015 році в Україні виготовлено близько 1 млн. т виливків. Нині на українських підприємствах нараховується 1450 цехів і дільниць ливарного профілю [5].

Література:

1. Giesserei 103 (2016) Nr. 2. – S.44...55.
2. Булгакова А.И. и др. / Основы получения отливок из сплавов на основе железа. - 1-е издание - Красноярск: Сибирский федеральный ун-т, 2014. – 220 с.
3. Кочешков А.С., / Національна академія образотворчого мистецтва і архітектури, науковий збірник, 2010. – С.97...101.
4. <http://on-v.com.ua/novosti/biznes>.
5. http://esu.com.ua/search_articles.php?id=54603.

Степанчук А.М., Хвашевський М.Є., Клеков А.В., Похилько Б.А.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

**ОТРИМАННЯ ТА КОМПАКТУВАННЯ ІНТЕРМЕТАЛІДІВ
У СИСТЕМІ Al-Fe**

astepanchuk@iff.kpi.ua

Тепер досить широке застосування знаходять порошкові сплави на основі алюмінію. Серед них сплави, леговані залізом. Створення композиційних матеріалів за участю таких сплавів вимагає розроблення фундаментальних засад цих процесів. Відомо, що властивості композиційних матеріалів багато у чому залежать від їх складу, структури та властивостей структурних складових. Якщо розглядати сплави алюмінію з залізом, то у цій системі відповідно до діаграми стану Al-Fe утворюються низка інтерметалідів, склад яких залежить від співвідношення елементів у них [1]. Це інтерметаліди Fe_3Al , $FeAl$, $FeAl_3$, Al_3Fe , $AlFe$ та інші. Кінцеві властивості таких сплавів багато у чому будуть залежати від виду і кількості інтерметалідів і їх структурного вигляду. Для прогнозування властивостей композиційних матеріалів за участю сплавів алюмінію з залізом необхідно знати властивості цих сплавів, зокрема інтерметалідів заліза. Враховуючи те, що певний інтерес мають сплави алюмінію для створення матеріалів електротехнічного призначення (контакти, струмознімачі рухомого транспорту та ін.), перш за все це сплави, в яких утворюються інтерметаліди з великим вмістом алюмінію – Al_3Fe та $AlFe$. Дані про властивості цих інтерметалідів обмежені. Тому проведення робіт з отримання та вивчення властивостей інтерметалідів, які утворюються в системі Al-Fe, є досить актуальною задачею. Враховуючи викладене, в роботі проводились дослідження з отримання інтерметалідів Al_3Fe та $AlFe$ методом порошкової металургії.

Як вихідні матеріали використовували порошки алюмінію та заліза у співвідношеннях, необхідних для отримання досліджуваних інтерметалідів. Відповідно до технології порошкової металургії порошки змішували у барабанному змішувачі. З отриманих сумішей пресували зразки, які потім спікали. Досліджувався вплив на компактування сумішей тиску пресування та умов спікання. Тиск пресування змінювали у межах 100...500 МПа. Залежність відносної щільності пресовок від тиску пресування і складу шихти наведена в табл. 1. Як видно, відносна щільність пресовок збільшується зі збільшенням тиску пресування і при тиску 500 МПа вона складає 95 та 99% для пресовок із сумішей, які вміщують 80 та 85% відповідно. Ці результати узгоджуються з сучасними уявленнями про процеси, що мають місце при пресуванні порошкових матеріалів. Більш висока щільність пресовок із сумішей з вмістом алюмінію 85% зумовлена більшим вмістом більш пластичного алюмінію.

При спіканні зразків в середовищі водню за температури 800 °С протягом 30 хв. з часом нагрівання до ізотермічної витримки 15 хв. (завантаження зразків у піч з температурою, яка відповідала температурі спікання) було встановлено, що процес супроводжується значним зростанням їх розмірів та навіть їх руйнуванням, особливо зразків отриманих пресуванням за тисків 300...500 МПа. Останнє може бути пояснене тим, що при спіканні багатокомпонентних систем може відбуватись взаємодія між компонентами з утворенням інтерметалідів та хімічних сполук, особливо у тих випадках, коли утворені сполуки (нові фази) за питомим об'ємом більші за питомий об'єм вихідних складових, що має місце у нашому випадку. Тому утворення їх при спіканні буде призводити до виникнення тиску кристалізації, який буде сприяти дистанціюванню частинок основної фази або, навіть, розриву зв'язків між ними.

Таблиця 1 – Результати дослідження процесів компактування порошкових матеріалів із композицій Al-Fe (*–лінійна усадка після спікання; **– лінійна усадка після штампування)

Матеріал	Тиск пресування, МПа	Відносна щільність після пресування, %	Відносна щільність після спікання, %	Усадка при спіканні, %
Спікання за температури 800 °С, 30 хв., час нагрівання 15 хв.				
Al+15%Fe	100	83,2	66,4	-9,6
	200	89,8	70,3	-10,5
	300	95,1	—	Руйнуються
	400	98,8	—	—“ —
	500	98,9	—	—“ —
Al+20%Fe	100	77,5	—	-11,2
	200	84,6	—	—“ —
	300	90,1	—	—“ —
	400	92,8	—	—“ —
	500	95,6	—	—“ —
Спікання за температури 800 °С, 30 хв., час нагрівання 90 хв.				
Al+15%Fe	100	83,0	88	+6,55
	200	90,0	88	-1,00
	300	95,0	91	-2,77
	400	99,0	92	-6,66
	500	99,0	93	-5,63
Al+20%Fe	100	78,0	75	-1,94
	200	85,0	81	-5,79
	300	90,0	88	-2,52
	400	93,0	88	-5,77
	500	95,0	87	-8,55
Спікання за температури 800 °С, 30 хв., час нагрівання 15 хв. + гаряча штамповка				
Al+15%Fe	100	90	100	+3,0* (+20,0**)
Al+20%Fe	100	88	95	-9,6* (+14,0**)

Другою причиною збільшення та спотворення розмірів зразків може бути тиск газу у закритих порах при спіканні у присутності рідкої фази. У нашому випадку рідку фазу утворює алюміній, який має температуру плавлення 660,1 °С. Окрім того закриті пори мають місце навіть у вихідних зразках після пресування тому, що їх загальна пористість після пресування за тиску більшому 200 МПа менша за 10%. Враховуючи це, нами також були проведені дослідження процесу спікання з нагріванням до температури ізотермічної витримки у 800 °С протягом 90 хвилин з ізотермічними витримками протягом 30 хвилин за температур 500 та 600 °С. Останнє проводили, виходячи з передбачення про те, що при повільному нагріванні будуть конкурувати два процеси. Перший – це спікання за рахунок дії механізмів в'язкої течії та об'ємної самодифузії, які супроводжуються усадкою зразків та зміцненням контактів між частинками порошку в пресовці. Другий – це процеси, які були розглянуті вище – дія тиску кристалізації та тиску газу в закритих порах. Переважання першого процесу буде сприяти зміцненню пресовок і зниженню тиску газу до моменту утворення закритих пор при появі рідкої фази. Отримані результати підтверджують викладені нами передбачення. Після спікання з повільним нагріванням зразки зберегли форму і мали високу відносну щільність, яка залежала від складу матеріалу та тиску пресування вихідних зразків. При цьому у всіх випадках, окрім спікання зразків з 15% заліза спресованих за тиску 100 МПа, має місце від'ємна усадка (зростання розмірів зразків), що свідчить про вплив вихідної пористості та тиску кристалізації на спікання досліджуваних

матеріалів. Збільшення вихідної пористості сприяє більш повному зменшенню тиску газу в порах до моменту досягнення моменту ізотермічної витримки та збільшення простору для утворення нової фази з більшим питомим об'ємом.

Як видно з результатів, отриманих при спіканні пресовок із досліджуваних композицій, за другим варіантом також не вдається отримати заготовки зі 100% відносною щільністю. Для досягнення цієї мети нами також були досліджені процеси компактування порошкових композицій із суміші алюмінію та заліза методом гарячого штампування. Для цього пресовки, отримані за тиском пресування 100 МПа, спікали за режимом, який передбачав їх нагрівання протягом 210 хвилин з ізотермічними витримками за температур 150, 200, 300, 400, 500, 600, 700 °С протягом 30 хв. і спіканням за температури 800 °С протягом 60 хв. У подальшому заготовки нагрівали в середовищі аргону за температури 610 °С протягом 10 хв. і штампували за енергії 2,5 кДж.

Отримані результати показують (табл. 1), що застосування цього режиму сприяє позитивній усадці заготовок, однак також не дозволяє отримувати вироби зі 100%-ою щільністю, що надолужується за рахунок гарячого штампування. У цьому випадку, особливо для композицій Al + 15% Fe, зразки мають практично стовідсоткову щільність.

Таким чином, проведені дослідження показали, що на характеристики виробів із композицій впливає їх склад та умови отримання, змінюючи які можна отримувати вироби з наперед заданими характеристиками.

У подальшому доцільним є проведення досліджень із вивчення структури матеріалів, їх фазового складу та електрофізичних властивостей.

Література:

1. Zi-Kui L. Thermodynamic Assessment of the Al-Fe-Si system / L. Zi-Kui. Y.Chang // Metallurgical and materials transactions. – 1999. –Р. 1081...1095.

Степанчук А.Н., Ведель Д.В., Деркач М.О.

(КПИ им. Игоря Сикорского, г. Киев)

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ ПОСЛЕ ПЛАВКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПЛАВЛЕНОГО КАРБИДА ТИТАНА

astepanchuk@iff.kpi.ua

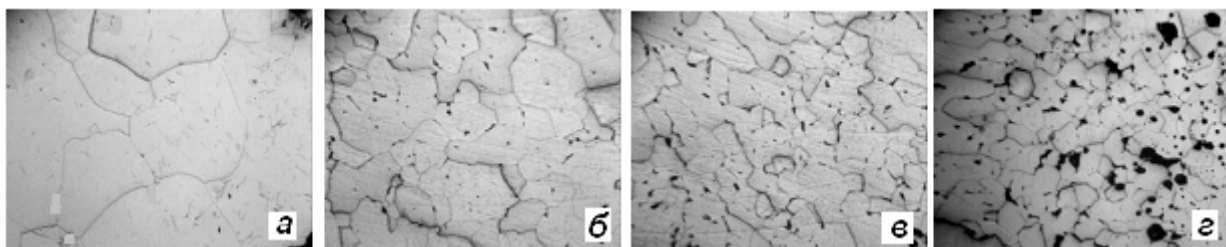
В настоящее время широко используются для изготовления материалов и изделий из них многофункционального назначения с участием тугоплавких соединений, прежде всего карбидов переходных металлов IVa-VIa подгрупп таблицы Д.И. Менделеева и их сплавов (ТТС). Известно, что свойства их и материалов с их участием во многом зависят от метода получения карбидов. Особенно высокие эксплуатационные характеристики изделий инструментального назначения достигаются при использовании в качестве исходных материалов для их изготовления порошков или гранул плавленых тугоплавких соединений [1, 2]. В связи с этим исследование влияния условий получения на состав и свойства плавленых карбидов представляет интерес с точки зрения получения материалов с наперед заданными свойствами, а также получения фундаментальных данных об их поведении при температурах плавления и природе их свойств.

Как следует из имеющихся данных [3], карбиды при высоких температурах и, особенно при температурах плавления, разлагаются с преимущественным испарением того или иного компонента. При этом степень разложения и испарения составляющих зависит от условий получения. При получении плавленых карбидов плавлением с помощью расходуемого электрода в дуговой печи под давлением защитного газа [2] это могут быть плотность тока дуги, давление газа, скорость охлаждения расплава.

В настоящей работе исследовалось влияние скорости охлаждения расплава в кристаллизаторе после плавки. Охлаждение проводили со скоростью 20, 70, 200, 600 и

1000 град/мин. Плавку проводили в установке, описанной в работе [2] при плотности тока дуги 120 А/см² и давлении аргона в рабочей камере 4,0 МПа.

Исследовалась структура полученных карбидов, их состав, микротвердость и прочность зерен на раздавливание. Установлено, что структура карбида изменяется в зависимости от скорости охлаждения (рис. 1). С увеличением скорости охлаждения значительно уменьшается размер зерен. При этом в карбидах, охлажденных со скоростью 600 и 1000 град/мин. присутствует вторая фазовая составляющая, которая может быть идентифицирована как свободный углерод, количество которого увеличивается с увеличением скорости охлаждения. Последнее подтверждается результатами определения химического состава карбидов (табл. 1).



а – 40; б – 200; в – 600; г – 1000

Рис. 1. Микроструктура плавного карбида титана охлажденного с различной скоростью (град/мин) (х 360)

Таблица 1– Состав и свойства плавного карбида титана

Карбид	Скорость охлаждения, град/мин	Содержание углерода, %		Микротвердость, ГПа	Прочность зерен $\times 10^{-2}$, Н/зерно
		связанный	свободный		
TiC	40	19,7	0,19	30,15 $\pm$ 100	435
TiC	70	19,5	0,22	31,20 $\pm$ 130	405
TiC	200	18,4	0,94	33,06 $\pm$ 150	410
TiC	600	18,1	1,85	36,13 $\pm$ 100	432
TiC	1000	17,2	3,17	31,21 $\pm$ 150	320

Эти данные подтверждают предположение о том, что при плавке карбидов переходных металлов IVa подгруппы происходит их диссоциация с преимущественным испарением углерода. Последний при наличии давления газа в рабочей камере не испаряется, а остается в расплаве и в дальнейшем при медленном охлаждении взаимодействует с ним с получением карбида, по составу близкого к исходному [2].

Из табл. 1 также видно, что с увеличением скорости охлаждения расплава уменьшается количество связанного углерода. Эти данные вступают в противоречие с результатами измерения микротвердости полученных карбидов. Ведь известно, что с уменьшением содержания связанного углерода в карбиде титана его микротвердость уменьшается [2, 4]. Это противоречие в нашем случае может быть объяснено тем, что, как показали результаты рентгеноструктурного анализа, с увеличением скорости охлаждения увеличиваются внутренние напряжения в карбиде, которые способствуют увеличению микротвердости. Конкуренция влияния этих факторов приводит к экстремальной ее зависимости от скорости охлаждения. При увеличении скорости охлаждения от 40 до 600 град/мин. превалирующее влияние на величину микротвердости оказывает увеличение внутренних напряжений в карбиде, а при скорости охлаждения 1000 град/мин. – уменьшение связанного углерода.

Таким образом, полученные в работе результаты позволяют сделать вывод, что изменяя условия получения плавных карбидов, можно регулировать их состав и структуру и, тем самым, получать их с заранее заданными свойствами.

Литература:

1. Полищук В.С. Интенсификация процессов получения карбидов, нитридов и композиционных материалов на их основе. – Севастополь: Вебер, 2003. – 327 с.
2. Степанчук А. Н. Прочностные и абразивные свойства плавящихся тугоплавких соединений и инструментальных материалов на их основе // Современные спеченные твердые сплавы. Сб. научных трудов – К.: ИСМ им. В.Н. Бакуля НАН Украины, 2008. – 344 с. (С. 269...280).
3. Куликов И.С. Термодинамическая диссоциация соединений. – М.: Металлургия, 1969. – 576 с.
4. Самсонов Г. В., Упадхья Г. Ш., Нешпор В. С. Физическое материаловедение карбидов. – К.: Наукова думка, 1974. – 455 с.

Степанчук А.Н., Руденький С.О., Гришкевич Т.Є., Тесля С.Ю.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)
**ПРО ВЗАЄМОЗВ'ЯЗОК ПОРИСТОСТІ КОМПАКТОВАНИХ
ПОРОШКОВИХ ПРЕСОВОК З НАСИПНОЮ ТА ЩІЛЬНІСТЮ
УТРУСКИ ВИХІДНИХ ПОРОШКІВ**
astepanchuk@iff.kpi.ua

Сучасний етап розвитку порошкової металургії супроводжується появою ідей для створення нових та удосконалення традиційних технологій отримання високопористих порошкових матеріалів із заданими характеристиками, які насамперед направлені на досягнення високих експлуатаційних характеристик та привабливих властивостей. Такі матеріали отримали широке використання в машинобудуванні, хімічній, харчовій, електрохімічній, аерокосмічній техніці та інших областях промисловості. Порошкові фільтри з корозійностійких металів та їх сплавів використовуються при фільтрації масел, пального, кислот, лугів. Для фільтрації більш агресивних середовищ (розплавлених лугів, розбавлених кислот) застосовуються фільтри з тугоплавких сполук.

Високопористі порошкові матеріали знаходять застосування як електроди акумуляторів, електрохімічних генераторів при перетворенні хімічної енергії в електричну та у багатьох інших галузях [1, 2].

Характеристики пористих матеріалів багато в чому залежать від методів їх отримання. Зазвичай їх отримують методами порошкової металургії, які передбачають пресування вихідних порошків з наступним спіканням або спіканням вільно насипаних у форму порошків. Для компактування заготовок можна використовувати практично всі методи пресування та спікання порошків [3].

Основною метою отримання високопористих порошкових матеріалів є надання пресовкам необхідних характеристик міцності при збереженні максимально можливої пористості. Останнє може бути досягнуте, якщо основними діючими механізмами при спіканні є такі, що не супроводжуються усадкою, а необхідні характеристики міцності досягаються за рахунок зміцнення контактів між частинками порошку у пресовці. У цьому випадку кінцева пористість виробів буде в основному залежати від пористості пресовок. Остання, у свою чергу, буде залежати від властивостей вихідних порошків та умов їх пресування (формування). Тому при створенні нових високопористих матеріалів важливим є встановлення взаємозв'язку між властивостями вихідних порошків і пористістю виробів після пресування та спікання.

У роботі було досліджено вплив на пористість пресовок із порошків заліза та нікелю їх розміру та методу отримання. Для дослідження використовували порошки заліза, отримані відновленням оксидів заліза воднем, та порошки нікелю, отримані електролізом водного розчину сульфату нікелю та карбонільним методом. Виходячи з передбачення,

що кінцева пористість виробів багато у чому залежить від таких характеристик, як насипна ($\rho_{\text{нас.}}$) та щільність утруски ($\rho_{\text{утр.}}$), було досліджено вплив на ці характеристики виду порошку, методу його отримання та середнього розміру його частинок. Дослідження проводились за методикою, викладеною в роботі [4]. Отримані результати наведені в табл. 1.

Таблиця 1 – Характеристики порошоків заліза та нікелю

Порошок	Середній розмір частинок, мкм	Насипна щільність, г/см ³	Щільність утруски, г/см ³	Початкова відносна насипна щільність, %	Початково-ва відносна щільність утруски, %	Пористість вільної насипки порошку, %	Пористість утруски порошку, %
Залізо	200	2,38	2,51	30,50	32,18	69,50	67,82
	180	2,34	2,44	30,00	31,28	70,00	68,72
	130	2,33	2,42	29,89	31,02	70,11	68,98
	75	2,16	2,52	27,69	32,30	72,31	67,70
	≤50	2,14	2,73	27,43	35,00	72,57	65,00
Нікель карбонільний	6,4	1,48	2,09	16,63	23,48	83,37	76,63
Нікель електролітичний	32	2,03	2,73	25,05	30,67	74,95	69,33

Як видно з наведених даних, насипна щільність досліджених порошоків зменшується зі зменшенням розміру їх частинок, що узгоджується з сучасними уявленнями про природу властивостей порошоків [4]. Зменшення розміру частинок порошоків збільшує кількість контактів між ними, що перешкоджає щільному укладанню частинок за рахунок збільшення сил тертя між ними. Такий же вплив має форма частинок порошоків. При інших рівних умовах більш низькі значення насипної щільності для порошку нікелю, який отримано електролізом водного розчину його солі, зумовлені розвиненою їх поверхнею (дендритною формою) [4].

Таблиця 2 – Характеристики пресовок з нікелю до та після спікання

Порошок	Тиск пресування, МПа	Щільність, г/см ³		Пористість, %	
		після пресування	після спікання	після пресування	після спікання
Нікель карбонільний	50	3,285	3,63	63,1	59,2
	100	3,500	4,200	60,7	58,0
	200	4,140	4,620	53,5	48,1
Нікель електролітичний	50	3,443	4,53	53,6	49,1
	100	3,764	5,10	49,3	42,2
	200	4,022	5,04	45,8	43,5

Як було зазначено вище, важливим при створенні високопористих матеріалів є мінімально можливе зменшення їх пористості на етапах пресування та спікання. Тому в роботі було досліджено вплив умов компактування та властивостей порошоків нікелю на ступінь зміни їх пористості при пресуванні залежно від тиску та після спікання, яке проводилось за температури 900 °C протягом 30 хв.

Результати наведені в табл. 2 та 3. Ступінь зменшення пористості визначали за допомогою кореляційних коефіцієнтів, які розраховані за даними табл. 2 і наведені в табл. 3. Зменшення кореляційного коефіцієнта свідчить про більш значне зменшення пористості.

Як видно з таблиць, найбільше зменшення пористості по відношенню до пористості вільно насипаного та пористості утруски порошку відбувається після пресування. При цьому зі збільшенням тиску пресування кореляційні коефіцієнти зменшуються, що свідчить про більш інтенсивне зменшення пористості. На етапі спікання зменшення пористості пресовок відбувається у значно меншій мірі (коефіцієнт K_3 має великі значення). При цьому для пресовок із карбонільного порошку ступінь зменшення пористості збільшується зі збільшенням тиску пресування. Для карбонільного порошку має місце екстремальна залежність. Найбільше зменшення пористості має місце для пресовок, спресованих за тиску 200 МПа. Останнє може бути зумовлене комплексним впливом на процес спікання вихідної пористості і якістю контактів у пресовках.

Таблиця 3 – Кореляційні коефіцієнти ($K_1 = \rho_{\text{пр}}/\rho_{\text{нас.}}$; $K_2 = \rho_{\text{спік}}/\rho_{\text{утр.}}$; $K_3 = \rho_{\text{спік}}/\rho_{\text{прес.}}$) при формуванні пористих матеріалів із порошків нікелю, отриманих різними методами (1 – карбонільний, $\rho_{\text{нас.}}$ – ; 2 – електролітичний)

Тиск пресування, МПа	K_1				K_2				K_3	
	1		2		1		2		1	2
	пресування	спікання	пресування	спікання	пресування	спікання	пресування	спікання		
500	0,756	0,710	0,710	0,655	0,823	0,779	0,774	0,709	0,938	0,916
1000	0,728	0,695	0,658	0,563	0,792	0,757	0,712	0,609	0,955	0,857
2000	0,640	0,577	0,611	0,580	0,698	0,627	0,661	0,628	0,899	0,949

Аналіз отриманих у роботі результатів дозволяє стверджувати, що основний вплив на кінцеву пористість має зміна щільності пресовок на етапі пресування. У подальшому необхідно визначати методи формування, які б забезпечували необхідну формовність порошків при збереженні пористості на рівні вільної насипки або утруски порошку.

Література:

1. Витязь П. А. Пористые порошковые материалы и изделия из них / П. А. Витязь, В. М. Капцевич, В. К. Шелег. – Минск: Вышэйшая школа, 1987. – 164 с.
2. Степанчук А.М. Теорія і технологія пресування порошкових матеріалів. / А.М. Степанчук. – К.: Центр учбової літератури, 2016. – 336 с.
3. Степанчук А.М. Методичні вказівки до виконання лабораторних робіт з дисципліни “Основи отримання порошкових і композиційних матеріалів”. Для студентів усіх форм навчання матеріалознавчих і металургійних спеціальностей. / А.М.Степанчук, С.О. Руденький. – К.: НТУУ“КПІ”, 2013. – 85 с.
4. Степанчук А. М. Теоретичні та технологічні основи отримання порошків металів, сплавів і тугоплавких сполук. Підручник. /А.М. Степанчук . – К.: Видавництво “Політехніка”, 2006. – 353 с.

Томін О.О.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

МЕМБРАННІ МЕТОДИ ОЧИЩЕННЯ СТИЧНИХ ВОД ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА

Alex_foxx@ukr.net

У ливарних цехах основним джерелом забруднення стічних вод є прилади вологого очищення повітря, електрогідравлічного та гідравлічного очищення литва, гідравлічної регенерації відпрацьованих формувальних сумішей. Досягти мінімального обсягу стоків можна за допомогою повторного використання води. У випадку скидання стічних вод у природні водойми вони обов'язково мають очищуватись за допомогою не тільки механічного, але і біологічного методів. В основному в ливарному виробництві вода

використовується в мокрих системах пиловидалення, в системах охолодження індукційних і дугових печей і вагранок.

У процесі лиття металу під тиском, після охолодження виливків утворюються стічні води, які містять органічні речовини, такі як фенол, а також різноманітні мастила, тому вони потребують очищення перед їх скиданням. При охолодженні форми водою, утворюються води з певним вмістом металів і зважених твердих частинок. Також стічні води утворюються на операціях зачищення і гартування, вони містять мастила і тверді частки у великих кількостях. Отже основними забруднювачами стічних вод у ливарному виробництві є органічні речовини, йони металів та тверді зважені частки.

Методи очищення стічних вод з промислових технологічних процесів у ливарній галузі включають розділення води, залежно від джерел її утворення, та її попереднє очищення для зниження вмісту важких металів за допомогою хімічного осадження, коагуляції та флокуляції. Так, у процесі очищення використовують нафтоловушки – пристрої збирання з поверхні або відокремлення нафтопродуктів і спливаючих зважених твердих речовин, насипні фільтри для відокремлення фільтрованої фракції зважених твердих речовин, освітлювачі для осадження та зниження вмісту завислих твердих частинок. Усі осадки після використання цих апаратів зневоднюються та вивозяться на спеціальні полігони, призначені для поховання небезпечних відходів.

Однак ці методи дуже часто не здатні очистити воду до рівня, при якому скиди не впливають на довкілля. Можуть знадобитися заходи для додаткового видалення стійких органічних речовин за допомогою активованого вугілля або інтенсивного хімічного окислення, видалення хімічних або біогенних речовин з метою зниження вмісту азоту. Так як у складі стічних вод серед металів переважають оксиди заліза, алюмінію, кальцію, магнію, мідь, нікель, олово, хром та цинк, то такі скиди у навколишнє середовище можуть цілком знищити навколишні екосистеми. Для вилучення йонів металів доцільно використати фільтрування через мембрану, це зумовить зниження токсичності стічних вод.

До мембранних методів очищення скидів від йонів металів відноситься ультрафільтрація і зворотний осмос. Мембранні методи забезпечують високий рівень очищення, сприяють регенерації розчинених речовин і поверненню очищеної води у виробництво. При цьому витрати електроенергії доволі незначні, що на такій енергоємній промисловості як машинобудування є вельми важливим фактором. Зворотноосмотичні та ультрафільтраційні установки відрізняються компактністю і простотою експлуатації. Використання керамічних мембран забезпечить тривале використання установки через їх термічну стійкість, стійкість до агресивних середовищ, та можливість використання при високих перепадах тиску. Однак, необхідно зазначити що установки ультрафільтрації та зворотного осмосу можуть використовуватись на останніх стадіях очищення для повного доочищення води. Для довговічності мембран та стабільної роботи установок необхідне вагоме попереднє очищення за рахунок реагентних методів, коагуляції та механічної фільтрації.

Література:

1. Болдін О.М. Ливарне виробництво з точки зору екології / О.М. Болдін // Ливарне виробництво, 2005. – № 3. – С.33...34.

Троснікова І.Ю., Лобода П.І., Козаченко Н.С., Стукачов Д.Ю.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ВПЛИВ КІНЕТИЧНИХ ПАРАМЕТРІВ ПРОЦЕСУ КРИСТАЛІЗАЦІЇ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВІВ СИСТЕМИ $\text{MoSi}_2\text{--MoB}_2$

irina2510@ukr.net

Сучасні нікелеві жароміцні сплави працюють, як правило, на межі своїх температурних можливостей, тому що робочі температури часто досягають 0,8...0,85 температури солідусу. Тому найважливіше значення у підвищенні температурного рівня жароміцних

сплавів, їх надійності та довговічності надається освоєнню нових технологічних процесів, таких як спрямована кристалізація, вирощування деталей в монокристалічному стані, використання сплавів, що зміцнені дисперсними частками оксидів, використання сплавів, що армовані тугоплавкими волокнами [1]. В даний час актуальним є пошук альтернативних матеріалів для виготовлення газових турбін, так як використання сплавів на нікелевій основі обмежено через низьку температуру плавлення відносно робочої температури.

На основі розглянутих сучасних матеріалів та технологій, вимог, що пред'являються до матеріалів лопаток газових турбін, великий інтерес становлять сплави системи $\text{MoSi}_2\text{--MoB}_2$. Вони працюють за температур вище 1300°C та мають високі фізичні та механічні властивості, а саме стійкість до окислення, тріщиностійкість та міцність на розрив [2].

Отже, метою роботи було вивчення структури, фазового складу та властивостей сплавів системи $\text{MoSi}_2\text{--MoB}_2$, отриманих в умовах безтигельної зонної плавки.

Як відомо, на мікромеханічні властивості сплавів впливають такі параметри, як хімічний склад, пористість, структура, напрямок розташування та кількість волокон, тому значення мікротвердості вивчалось в залежності від цих параметрів.

Встановлено, що мікроструктура евтектичного сплаву системи $\text{MoSi}_2\text{--MoB}_2$ представляє собою матрицю з дисиліциду молібдену, пронизану стрижневими вкрапленнями боридів молібдену.

На основі металографічного та рентгенофазового аналізів встановлено, що зі збільшенням швидкості кристалізації від 2 до 4 мм/хв. мікромеханічні характеристики сплаву зростають у 1,5...2 рази, як у площині поперечного, так і в поздовжньому перерізі кристалу, що можна пояснити ефектом армування бездефектними монокристалічними волокнами з дибориду молібдену матричної фази з дисиліциду молібдену.

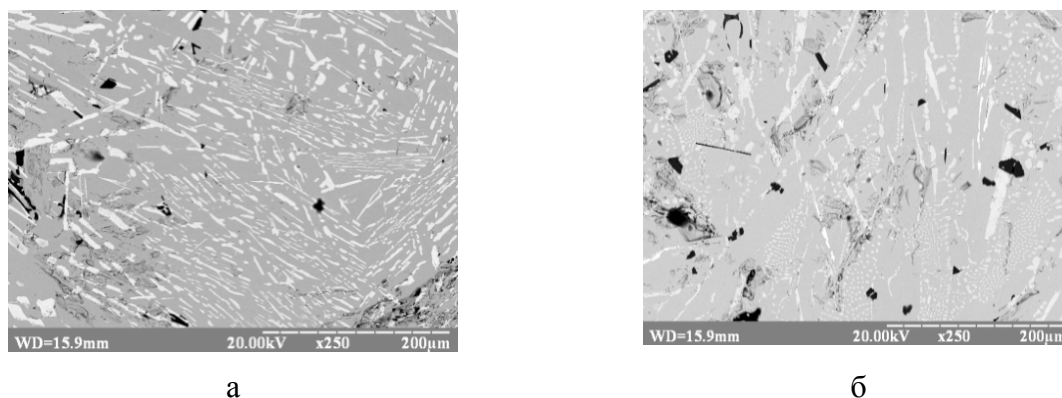


Рис.1. Мікроструктура поздовжнього перетину евтектичного сплаву $82\text{MoSi}_2 - 18\text{MoB}_2 - 1\%(\text{мас.})\text{Si}$ системи $\text{MoSi}_2\text{--MoB}_2$: швидкість кристалізації 2 мм/хв (а) і 4 мм/хв (б)

Встановлено, що досліджувані сплави мають на порядки нижчу швидкість високотемпературної повзучості в порівнянні з полікристалічними матеріалами аналогічного хімічного складу, оскільки під час спрямованої кристалізації між матрицею і волокнами формується близька до когерентної границя розподілу, що забезпечує підвищення термічної стабільності мікроструктури та властивостей матеріалу. У роботі показано можливість формування спрямовано закристалізованих сплавів системи $\text{MoSi}_2\text{--MoB}_2$ шляхом спрямованої кристалізації, які здатні працювати в умовах високих температур у газотурбінних двигунах.

Література:

1. Sanjib Majumdar. Isothermal and cyclic oxidation resistance of pack siliconized Mo–Si–B alloy / *Applied Surface Science*, 2017. – №414. – P. 18...24.
2. Seok Hyun Hwang, Jong Min Byun, Seong Lee, Myung-Jin Suk, Sung-Tag Oh, Young Do Kim. Fabrication of Mo–Si–B intermetallic powder by mechano-chemical process / *Journal of Alloys and Compounds*, 2014. – № 585. – P. 418...422.

Упатов М.І., Богомол Ю.І.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ ВИРОЩУВАННЯ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ЕВТЕКТИЧНОГО СПЛАВУ

Mo – 17,5Si – 8B

nikitaupatov@gmail.com

Застосування нікелевих жароміцних сплавів у стаціонарних газових і авіаційних турбін обмежено до температур приблизно 1150 °C [1]. Крім того, стійкість до окислення і в'язкість руйнування повинна бути досить високою. Mo-Si-B сплави є перспективними кандидатами для багатьох із таких високотемпературних застосувань. Встановлено [2], що Mo-Si-B сплави містять фазу твердого розчину α -Mo, фазу Mo_5SiB_2 (відому як фаза T2) і фазу Mo_3Si . T2-фаза є тетрагональною, в той час як Mo_3Si володіє кубічною структурою A15. Фаза α -Mo, як відомо, досить пластична, тоді як T2 і A15 фази є крихкими [1]. Фаза T2 показує достатню стійкість до окислення. Таким чином, при температурах понад 1000 °C дифузія Si і B до поверхні є вирішальним фактором для формування щільного захисного боросилікатного покриття поверхневого шару, який обмежує дифузійні шляхи кисню з поверхні в об'єм [3]. Використання спрямованої кристалізації дозволяє ефективно керувати структурою і властивостями завдяки варіюванню технологічних параметрів вирощування, що дає можливість значно збільшувати як окислювальні, так і механічні властивості [4].

Тому метою даної роботи було дослідження впливу технологічних параметрів, а саме, додаткового перемішування розплаву при 9, 18, 30 об/хв під час зонного плавлення, на структуру і властивості направлено закристалізованого евтектичного сплаву Mo–17,5 (ат. %) Si–8 (ат. %) B.

Вирощування кристалів здійснювалося способом безтигельного зонного плавлення на установці «Кристал-206» з неспечених порошкових пресовок з обертанням заготовки під час плавлення зі швидкостями 9, 18, 30 об/хв.

Дослідження мікроструктури направлено закристалізованого евтектичного сплаву Mo–17,5Si–8B за допомогою растрового електронного мікроскопу показали, що одержані композити складаються з трьох фаз: Mo_3Si , Mo_5SiB_2 і α -Mo.

На відміну від праці [5], структура отриманих композитів складається з матриці α -Mo, а Mo_3Si , Mo_5SiB_2 відіграють роль армувальних вкраплень. Дослідження мікроструктури показали крупнозернисту структуру α -Mo $\approx 40 \dots 90$ мкм. Навколо зерен α -Mo розташовуються фази Mo_3Si , Mo_5SiB_2 та дрібнозерниста трьохфазна евтектика, причому зі збільшенням швидкості обертання збільшується кількість евтектики навколо зерен α -Mo. Дослідження повзучості для сплаву Mo–17,5(ат. %) Si–8(ат. %) B при 18 об/хв наведені у табл. 1.

Таблиця 1 – Значення повзучості для сплаву Mo–17,5(ат. %) Si–8(ат. %) B при 18 об/хв і $T = 1100$ °C

Напруження σ , МПа	Швидкість повзучості, $\text{с}^{-1} \cdot 10^{(7)}$
100	0,256
200	4,209
300	52,727

Література:

1. Dimiduk DM, Perepezko JH. MRS Bulletin 2003; September: 639.
2. BerczikDM. "Oxidation Resistant Molybdenum Alloys." 5,693,156 United States Patent, 1997.
3. Phase Continuity in High Temperature Mo-Si-B Alloys: A FIB-Tomography Study / [O. Hassomeris, G. Schumacher, M. Krüger та ін.]. // Intermetallics. – 2011. – №19. – С. 470...475.
4. G. Hasemann, I. Bogomol, et al. Intermetallics 2014, 48, 28.
5. Влияние дополнительного перемешивания расплава на структуру и свойства эвтектического сплава Mo-17,5Si-8B / [Н. І. Упатов, Т. Н. Григорчук, Е. Р. Абдуллаева та ін.]. // Международная Самсоновская конференция. – 2016. – №5. – С.23.

Фаловська А.І., Макогон Ю.М.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ВПЛИВ ДОДАТКОВОГО ШАРУ Au НА ФАЗОВІ ПЕРЕТВОРЕННЯ В НАНОРОЗМІРНИХ ПЛІВКАХ Fe₅₀Pd₅₀-Au ПІСЛЯ ВІДПАЛУ В АТМОСФЕРІ H₂

nastya.falovska@gmail.com

Жорсткий диск є одним із найбільш успішних технологічних проєктів за останні десятиліття. Актуальною задачею сучасного матеріалознавства є формування нанорозмірних плівок для створення носіїв з надвеликою щільністю запису інформації.

На сьогоднішній день найбільш перспективними матеріалами для майбутнього застосування у сфері надщільного запису вважаються нанорозмірні плівкові композиції на основі а FePd з хімічно-впорядкованою фазою *L1₀*-FePd, через її високі значення магнітної анізотропії і коерцитивної сили. Актуальним методом вирішення проблеми зменшення температури утворення впорядкованої фази *L1₀*-FePd є впровадження проміжних шарів легувальних елементів, зокрема Cu, Au, Ag, C, Ni, Co та ін. [1, 2].

Метою даної роботи є дослідження впливу товщини проміжного шару Au на формування структури та фазового складу плівок на основі FePd при їх термічному обробленні в атмосфері H₂.

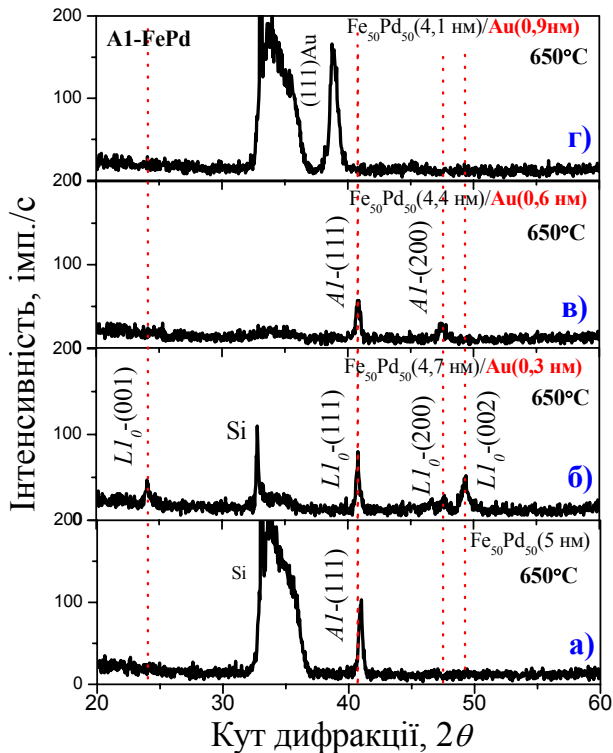


Рис. 1. Дифрактограми плівок FePd(5-х)/Au(х): а) х = 0 нм, б) х = 0,3 нм, в) х = 0,6 нм, г) х = 0,9 нм після відпалів в атмосфері H₂ за температури 650 °C з витримкою 1 год

Література:

1. Kovács A. Strong perpendicular magnetic anisotropy of FePd nanocrystalline particles enhanced by Co addition / A. Kovács, K. Sato, Y. Hirotsu // Journal of applied physics. – 2007. – Vol. 101, No. 3. – P. 33...41.
2. Polit A. Structural and magnetic properties of Cu-alloyed FePd films / A. Polit, D. Makarov, C. Brombacher // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. – 2015. – Vol. 381. – P. 316...321.

Результати дифрактометричного аналізу засвідчили, що у плівці без додаткового шару Au після відпалу за температури 650 °C формується неупорядкована фаза *A1*-FePd із гранецентрованою кубічною ґраткою. Впровадження додаткового шару Au товщиною 0,3 нм призводить до розвитку процесів фазового перетворення *A1*-*L1₀*, на дифрактограмі з'являється надструктурний рефлекс (001) від фази *L1₀*-FePd та другий порядок його відбиття – рефлекс (002). При збільшенні товщини додаткового шару Au до 0,6 нм надструктурні рефлекси (001) та (002) зникають, що, можливо, пов'язано з розу порядкуванням фази *L1₀*-FePd. У плівці FePd(4,1 нм)/Au(0,9 нм) рефлекси від фази FePd не присутні. При цьому на дифрактограмі присутній великий за інтенсивністю рефлекс (111) від золота, що може бути пов'язано з його накопиченням на поверхні плівки при дифузійних процесах під час термічного оброблення.

Фаустов М.С., Фесенко М.А., Шалевська І.А.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОТИПРИГАРНИХ ПОКРИТТІВ ДЛЯ СТАЛЕВИХ ВИЛИВКІВ, ЯКІ ОТРИМУЮТЬ ЛИТВОМ ЗА ГАЗИФІКОВАНИМИ МОДЕЛЯМИ

fesmak@ukr.net

Литво за газифікованими моделями (ЛГМ) є одним із прогресивних процесів отримання виливків. Даний спосіб дозволяє виготовляти виливки практично будь-якої конфігурації з низькою собівартістю й енерговитратами [1].

В основу способу лиття за газифікованими моделями покладено процес отримання виливків шляхом заповнення рідким металом вакуумованих форм з пінополістироловими моделями, які під дією теплоти рідкого металу газифікуються. При цьому пінополістиролова модель заміщається рідким металом, який кристалізується та охолоджується у формах [2].

При отриманні виливків даним процесом, зокрема сталевих, залишається проблема утворення поверхневих дефектів, особливо пригару.

На практиці для запобігання виникнення поверхневих дефектів та пригару на виливках перед виготовленням ливарної форми пінополістиролові моделі покривають протипригарними покриттями (ПП).

На сьогоднішній день використовують ряд ПП на спиртовій та водній основах [3]. Однак багато з них мають високу ціну або обмежену область використання, що ускладнює їх широке застосування на виробництві.

Крім цього, не дивлячись, що ПП на спиртовій основі для лиття за ЛГМ володіють достатньо гарними технологічними та фізико-хімічними властивостями, однак при використанні їх у виробничих умовах виникають певні труднощі з технікою безпеки. Тому є потреба в розробленні швидко висихаючих покриттів на водній основі.

На основі аналізу попередніх досліджень, проведених у ФТІМС НАН України [3], в роботі запропоновано та досліджено ПП на водній основі, які швидко сохнуть. Склад таких ПП наведено в табл. 1.

Проведені дослідження властивостей запропонованих протипригарних покриттів, а саме газопроникності, газотвірності, щільності, седиментаційної стійкості, міцності покриття на стирання та швидкості твердіння.

Таблиця 1 – Склад ПП на водній основі

Найменування матеріалів	Склад покриттів у % за об'ємом				
	ПП№1	ПП№2	ПП№3	ПП№4	ПП№5
Пірофіліт	50				
Концентрат цирконовий		50			
Концентрат цирконовий - 80% об. + фільтрперліт -20% об.			50		
Концентрат дистен-силіманітовий				50	
Концентрат дистен-силіманітовий - 80% об. + фільтрперліт - 20% об.					50
На-КМЦ (водний 3%-ний розчин)	38	38	38	38	38
Смола СФЖ-309	8	8	8	8	8
Спирт етиловий	4	4	4	4	4

На основі експериментальних досліджень розроблено та запропоновано склади протипригарних покриттів з оптимальними фізико-механічними властивостями, що забезпечують підвищення чистоти поверхні виливків із сталей.

Рекомендовані склади протипригарних покриттів були успішно апробовані при виготовленні лабораторно-промислових виливків «Корпус» із сталі 15Л, «Букса» із сталі 30ГСЛ.

Література:

1. Кидалов Н. А., Закутаев В. А., Чурюмов Н. В. Разработка противопригарного покрытия для стального литья по газифицируемым моделям / Известия ВолгГТУ, 2010. – С. 132...135.
2. Горбенко А. В., Дробязко В. Н. Контроль газопроницаемости противопригарных покрытий для литья по газифицируемым моделям // Вісник ДДМА, №3(20) 2010. – С. 58...60.
3. Вишнякова Л.П., Червинская Н.П. Противопригарные покрытия на водной основе для литья по газифицируемым моделям // ИТБ Литьё Украины, №8 (84), 2007. – С. 12...15.
4. Шинский И.О., Шинский О. И., Дорошенко В.С. Современные направления совершенствования противопригарных покрытий для технологии литья по газифицируемым моделям (ЛГМ – процесс) // Литье Украины, 2011 – №12.

Федоров Н.Н.¹, Сотников Д.Ю.², Гуркова А.А.¹
(¹ДГМА, г. Краматорск; ²ПАО «НКМЗ», г. Краматорск)
ЭКОЛОГИЧНЫЙ ФОРМОВОЧНЫЙ КОМПАУНД ДЛЯ
ЧУГУНОЛИТЕЙНОГО ПРОИЗВОДСТВА
nikolay.fedorov@yandex.ua

Современные технологические процессы получения отливок из чугуна в разовых формах из сырых песчано-бентонитовых смесей (ПБС) характеризуются расширением номенклатуры, усложнением конфигурации и уменьшением затрат на производство отливок, при одновременном повышении требований к геометрической точности и чистоте поверхности отливок, а также экологической безопасности производства.

Известно, что для получения качественной поверхности чугунных отливок в ПБС добавляют противопригарные углеродсодержащие материалы или комплексные связующие материалы (КСМ)-компануды. Следует учитывать, что при добавлении традиционных углеродсодержащих материалов (каменноугольных порошков, органических смол, каменноугольных пеков) в процессе операций заливки и охлаждения в атмосферу литейного цеха выделяется значительное количество вредных газов, а в процессе последующей выбивки имеет место повышенное пылеобразование. Таким образом, необходимость получения чугунолития с высоким качеством поверхности с одной стороны, и жесткие требования к экологической безопасности литейного производства с другой стороны, обуславливают необходимость разработки технологически эффективных, экономически доступных и экологически «зеленых» комплексных связующих материалов на основе бентонитовых глин и углеродсодержащих материалов отечественного производства.

Целью данной работы является: сравнительная оценка технологических свойств и эффективности применения новых КСМ на основе высококачественных бентонитовых глин и углеродсодержащих материалов ведущих европейских производителей (Antrapur[®], разработчик-производитель «ІКО Minerals GmbH», Германия; Nayvoc[®], разработчик-производитель «SWECAST», Швеция), а также разработка рецептуры отечественного аналога импортным КСМ, обеспечивающего сырым ПБС высокий комплекс технологических свойств, меньший уровень загрязнений окружающей среды, а также высокое качество поверхности чугунолития.

На основании проведенных экспериментальных работ, направленных на подбор оптимальных по выходу пироуглерода углеродсодержащих материалов, исследования влияния углеродсодержащих материалов на технологические свойства смесей, разработанная рецептура комплексного связующего материала «Аналог» – как эффективной отечественной альтернативы импортным материалам типа Antrapur[®] и Nayvoc[®].

Установлено, что опытные смеси с исследуемыми материалами Antrapur[®], Nayvoc[®], «Аналог» обеспечивают уровень механических свойств, соответствующий требованиям нормативных значений, предъявляемых для формовочных смесей на линиях автоматической формовки. Лабораторная смесь с КСМ «Аналог» не уступает по уровню прочности (0,115...0,125 МПа) и текучести (75...80%) смесям с зарубежными аналогами, обеспечивая удовлетворительные значения газопроницаемости (95...105 ед.).

Показано, что предложенный рецептурный вариант КСМ «Аналог» в составе лабораторных смесей обладает должным противопригарным эффектом и является конкурентоспособным в плане технологической эффективности по отношению к импортным продуктам Antrapur[®], Nayvoc[®]: шероховатость стенок пробы на пригар, полученной по смеси с «Аналогом» составила: 3,2 мкм для стенок 5...10 мм; 6,3 мкм для стенок 15...20 мм; 6,3...12,5 мкм для стенок 30...40 мм. Полученные данные по шероховатости поверхности технологических проб нашли подтверждение при изготовлении в лабораторных условиях серии отливок «Конфорка» массой 3,2 кг с преобладающей толщиной стенки 10 мм. Качество полученных отливок подтверждает противопригарную эффективность материалов Antrapur[®], Nayvoc[®], «Аналог».

Представлена сравнительная оценка влияния КСМ «Аналог» на выбиваемость смесей. Было установлено, что при нагреве и выдержке образцов исследуемых смесей в интервале температур 20...800 °С наблюдается эффект упрочнения смесей. Образцы базовой смеси без добавок после их прокалики при температуре 800 °С сохраняли высокую остаточную прочность – 0,65 МПа, что косвенно свидетельствует о плохой выбиваемости ПБС без углеродсодержащих добавок, тогда как все образцы смесей с исследуемыми материалами обеспечивали значительное разупрочнение (смесь с Antrapur[®] – на 61,5%; смесь с Nayvoc[®] – на 49,2%; смесь с «Аналогом» – на 46,2%). Смесей с Nayvoc[®] и с «Аналогом» после выбивки имели вид крупных спеченных комков, которые сравнительно легко разрушались при надавливании на них. Данный характер реологических свойств отработанных смесей косвенно свидетельствует об эффекте спекаемости частиц смеси под действием продуктов термодеструкции углеродсодержащих материалов, подобных коксу, входящих в их состав. Такая особенность отработанных смесей с добавкой Nayvoc[®] и материалом «Аналог» обеспечивает снижение пылеобразования в процессе операций выбивки форм, что особенно актуально в реальных производственных условиях на линиях автоматической формовки.

С целью сравнительной оценки способности исследуемых материалов Antrapur[®], Nayvoc[®], «Аналог» к газовыделению в процессе заливки форм жидким чугуном был проведен анализ, позволяющий определить объем газов, выделяющихся из образцов опытных смесей при их высокотемпературном нагреве. Результаты эксперимента показали практически сходную газотворность «Аналога» с материалом Nayvoc[®] и меньшую на 28,2% газотворность по сравнению с материалом Antrapur[®].

Разработанный КСМ «Аналог» рекомендован для внедрения в производство отливок из чугуна разных марок массой от килограммов до десятков килограммов на автоматических линиях опочной и безопочной формовки.

Фесенко А.Н.¹, Могилатенко В.Г.², Фесенко М.А.², Фесенко Е.В.²

(¹ДГМА, г. Краматорск; ²КПИ им. Игора Сикорского, г. Киев)

ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ДВУХСЛОЙНЫХ И МНОГОСЛОЙНЫХ ЧУГУННЫХ ОТЛИВОК ИЗ БАЗОВОГО РАСПЛАВА

prorector@dgma.donetsk.ua; fesmak@ukr.net

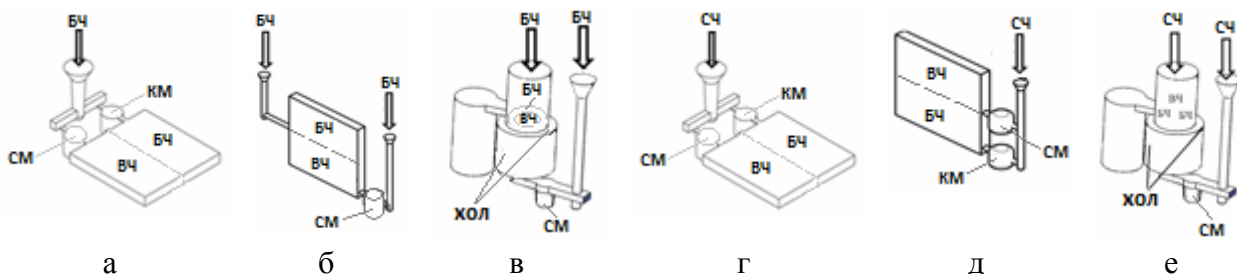
Во многих отраслях промышленности вместо базовых ответственных монометаллических деталей, от качества которых во многом зависит надежность и долговечность работы оборудования, механизмов и машин, к отдельным частям которых зачастую предъявляются разные, часто противоречивые требования, технически и экономически целесообразно использовать биметаллические и многослойные отливки с дифференцированными

ми свойствами. Производство литых деталей (отливок) с дифференцированной структурой и свойствами сопряжено со сложными проблемами, как организационного характера, так и в плане обеспечения требуемого уровня качества металла. В организационном плане для получения слоев с дифференцированной структурой и свойствами металла чаще всего требуется два и более разнородных расплава, что вызывает необходимость синхронной их подготовки и требует установки двух и более плавильных агрегатов или другого дополнительного оборудования и сложных устройств. В техническом плане сложности связаны с тем, что для получения дифференцированной структуры и требуемых свойств металла в слоях необходимо кроме обеспечения заданного химического состава расплава, создать необходимые оптимальные режимы его затвердевания, обеспечив при этом условия для не смешивания расплавов в слоях и надежного бездефектного сплавления разнородных слоев.

Технология производства отливок с дифференцированными структурой и свойствами может быть существенно упрощена при получении их из одного базового расплава. Однако это, в свою очередь, вызывает необходимость разработки новых способов и технологических схем их производства. Кроме того для получения качественных отливок по разработанным новым технологиям требуется оптимизация технологических режимов литья и строгого их соблюдения в процессе их реализации.

В работе предложены и исследованы новые технологии изготовления двухслойных и многослойных чугуновых отливок из одного исходного базового расплава. Используя при литье в качестве исходного (базового) расплава чугунов разных типов (серый, склонный к кристаллизации с выделением графита или белый, склонный к кристаллизации с отбелом), дифференциация структуры и свойств металла в различных частях или зонах отливок в предложенных способах обеспечивается за счет дифференцированной модифицирующей обработки различных частей (потоков) расплава в литейной форме разными по функциональному назначению и воздействию на расплав твердыми дисперсными добавками. В процессе исследований особое внимание уделено технологиям, которые позволяют получить в отливке сочетание рабочего слоя (рабочей части) из твердого износостойкого белого чугуна и монтажной (крепежной) части (зоны) из вязкого ударостойкого высокопрочного чугуна с шаровидным графитом. Для примера некоторые из технологических схем таких процессов получения двухслойных отливок из базового белого чугуна (БЧ) представлены на рис. 1, а...в, а при получении из базового серого чугуна – на рис. 1, г...е.

В качестве объектов исследования выбраны экспериментальные отливки типа горизонтальная плита размером 220×220×25 мм (рис. 1, а, г), которая моделирует промышленные детали типа зуб ковша экскаватора, детали для обработки почвы, рабочие детали дробилок, смесителей, горно-добывающего оборудования; вертикальная плита размером 240×240×30 мм (рис. 1, б, д), моделирующая детали типа ножей для резки и обработки материалов; а также цилиндр диаметром 150 мм, высотой 100 мм (рис. 1, в, е), моделирующий промышленные детали типа вальцов, втулок, гильз, валков прокатных станов и др.



БЧ – чугун, склонный к кристаллизации с отбелом, СЧ – чугун, склонный к кристаллизации с выделением графита, ВЧ – высокопрочный чугун, СМ – сфероидизирующий модификатор; КМ – карбидостабилизирующий модификатор

Рис. 1. Схемы технологий изготовления двухслойных отливок из базового расплава методом внутрiformенного модифицирования

Многочисленними дослідженнями з використанням методів фізичного і комп'ютерного моделювання, а також експериментальними дослідженнями на отливках трьох типів (горизонтальна і вертикальна плити і циліндр) підтверджена можливість реалізації пропозованих технологій, опрацювані режими лиття, забезпечуючі стабільне отримання двохсloйних чугунних отливок з робочою твердою зносостійкою частиною (поверхністю) із білого чугуна і ударостійкою частиною (зоною) із високопрочного чугуна. Результати досліджень дозволили розробити рекомендації по отриманню промислових двохсloйних і многосloйних отливок масою до 50 кг і товщиною стінок до 100 мм і пройшли випробування на підприємствах України при отриманні отливок «Бронефутеровочная плита», «Насадка молотковой дробилки», «Нож», «Крыльчатка» і деяких інших.

Фесенко М.А., Лук'яненко І.В.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

КОМП'ЮТЕРНЕ МОДЕЛЮВАННЯ СПОСОБУ ВИРОБНИЦТВА ДВОШАРОВИХ ЛИТИХ ДЕТАЛЕЙ

fesmak@ukr.net; i11031989@yandex.ua

У роботі запропоновано та досліджено спосіб отримання литих деталей (виливків) з робочою зносостійкою частиною (шаром) з модифікованого білого чавуну та монтажною частиною (шаром) з високоміцного чавуну.

Спосіб передбачає отримання виливків шляхом виплавлення базового вихідного чавуну заданого хімічного складу – (схильного до кристалізації з графітизацією СЧ або схильного до кристалізації з вибіленням БЧ) з наступним заливанням його в ливарну форму, де він проходить сфероїдизувальне модифікування (СМ) у реакційній камері ливничкової системи, після чого прямує у порожнину ливарної форми з попередньо встановленим у неї холодильником з метою забезпечення прискореного тепловідведення від частини виливка для формування зносостійкої твердої поверхні з вибіленого чавуну (БЧ). Інша частина виливка кристалізується із в'язкого ударостійкого високоміцного чавуну з кулястим графітом (ВЧ) (рис. 1).

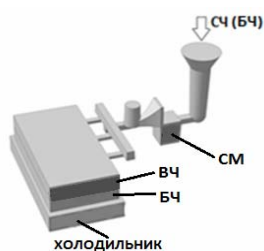


Рис. 1. Схема технологічного варіанту отримання литих деталей з твердою зносостійкою та в'язкою ударостійкою частинами

10 мм. Зовнішнім холодильником слугувала плоска плита із сірого чавуну розміром 240×120 мм. Товщина холодильника змінювалась у різних модельних експериментах від 10 до 5 мм з кроком 10 мм.

В якості вихідного розплаву обрано чавун, хімічний склад якого відповідає високоміцному чавуну марки ВЧ450-10, який в експериментах заливали у ливарну форму при температурах 1350, 1400, 1450 та 1500 °С.

В ході проведення модельних досліджень закономірності процесів кристалізації і охолодження модельних виливків оцінювали за кривими охолодження (рис. 2, а), які були

З метою підтвердження можливості реалізації запропонованого способу та встановлення основних закономірностей процесу формування двошарових виливків з робочою зносостійкою та монтажною в'язкою частинами (шарами) в роботі проведені дослідження за допомогою системи 3D-комп'ютерного моделювання ливарних процесів.

У комп'ютерних експериментах як об'єкти дослідження було обрано виливки типу горизонтальної плити розміром 240×120 мм з товщиною стінок, яка варіювалась від 10 до 50 мм з кроком

записані за допомогою термопар, розташованих по вісі симетрії виливків на різних відстанях від холодильника з кроком по висоті 1 мм (рис. 2, б). В подальшому за отриманими кривими охолодження визначали швидкості охолодження і кристалізації у різних точках, за якими прогнозували формування структури та властивостей двошарових виливків.

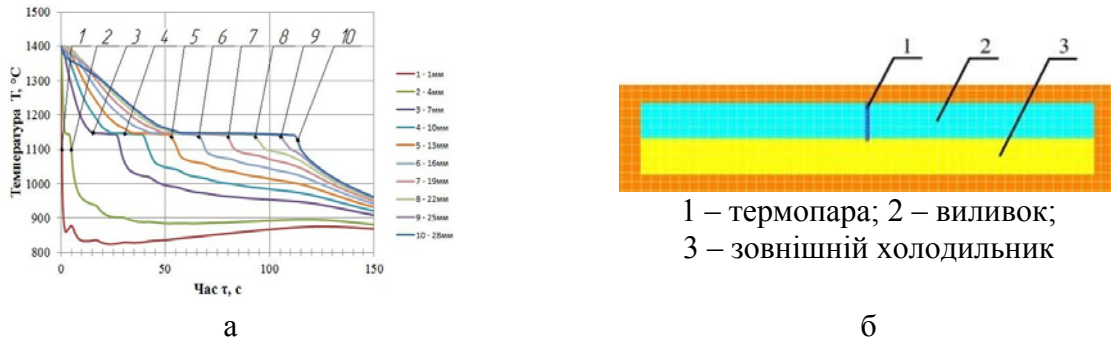


Рис. 2. Приклад кривих охолодження (а) та схема розташування термопар у поперечному перерізі виливка (б)

На основі результатів модельних експериментів підтверджено можливість реалізації запропонованого способу та досліджено закономірності формування різних частин чавунних виливків з товщиною стінок до 50 мм та масою до 50 кг. Побудовані залежності впливу технологічних параметрів, а саме: товщини зовнішнього холодильника, температури заливання вихідного чавуну, товщини виливка на швидкість охолодження і швидкість кристалізації в різних точках по висоті виливків. На основі отриманих залежностей спрогнозовані процеси структуроутворення різних частин (шарів) виливків і побудовані залежності можливої товщини вибіленого шару, а також шару з високоміцного чавуну з кулястим графітом у виливках різної товщини від змінних параметрів процесу. Результати досліджень з використанням комп'ютерного моделювання можуть бути використані при проектуванні технологій отримання промислових двошарових чавунних виливків, які працюють в умовах зношування.

Фесенко М.А., Сальченко В.І, Фесенко К.В.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)
АНАЛІЗ СВІТОВОГО ВИРОБНИЦТВА ЛИТВА
 fesmak@ukr.net

Ливарне виробництво – це галузь машинобудування, яка займається виготовленням заготовок та деталей шляхом заливання розплавленого металу в спеціальну форму, яка має конфігурацію майбутньої заготовки (деталі).

Світові тенденції машинобудівного ринку орієнтують сучасну промисловість до зростання та створення нових потужностей ливарної галузі, що обумовлено підвищенням вимог до експлуатаційних характеристик та оброблення виливків, компетентності фахівців-ливарників та зміною ливарних технологій на більш сучасні.

За даними журналу Modern Casting в 2016 році [1] у світі було виготовлено 105,2 млн. тонн литва, що перевищує показники минулого року на 1,9%. Лідируючі позиції залишаються незмінними – Китай, Індія, США та Німеччина на долю цих країн-лідерів доводиться 87,8% від загального світового обсягу литва (рис. 1). Україна виготовляє лише 1,48%, що відповідає 1,56 млн. тонн на рік та в світовому ливарному рейтингу займає 13 місце.

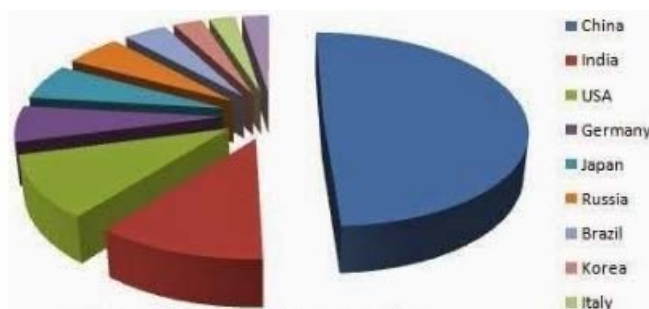


Рис. 1. Світовий обсяг литва за 2016 рік у країнах лідерах [1]

Статистичні дані говорять про те, що 70,9% виливків виготовляється з чавуну, 18,4% з кольорових металів та 10,4% із сталі. При цьому матеріальна структура світового ринку литва свідчить про глобальне превалювання виливків із сірого чавуну (44,9%), чавуну з кулястим графітом (24,6%) і алюмінієвих сплавів (15,4%) (табл. 1).

Таблиця 1 – Світове виробництво виливків із різних сплавів у 2016 році

Вид сплаву	СЧ	ЧКГ	Алюміній	Сталь	Мідь	Інші кольорові сплави	КЧ	Цинк	Магній	Σ
Кількість, млн. т	46,739	25,576	16,053	10,888	1,761	1,355	0,885	0,675	0,198	105,2
Доля, %	44,89	24,56	15,42	10,46	1,69	1,30	0,85	0,65	0,19	100,00

Аналітики Steel Founders' Society of America [1] вважають, що до 2020 року світовий обсяг виливків з високоміцного чавуну збільшиться на 145%, мідних сплавів на 76%, сталі на 54%, а алюмінієвих сплавів на 47%. Порівнявши приведений прогноз із фактичними даними, бачимо реальне відставання української ливарної промисловості від показників світового виробництва литва.

За прогнозом відповідно до програми розвитку машинобудування до 2020 року Україні будуть потрібні 2,5 млн. тонн литва щорічно, а на сьогодні виробляється близько 1,56 млн. тонн. Щоб забезпечити національне машинобудування і інші галузі, які споживають литво, необхідно збільшити обсяг виробництва практично в 2 рази. У вирішенні цього завдання – головна перспектива ливарної галузі України.

Україна як держава з високим машинобудівним потенціалом у разі збільшення обсягів ливарної продукції може отримувати додаткові кошти до бюджету та задіяти висококваліфіковані національні трудові ресурси, які будуть виробляти високоякісне литво з мінімальною металосмістю та максимальним експлуатаційним ресурсом, заощаджуючи при цьому додаткові енергоресурси на подальше механічне оброблення. А машинобудівники, в свою чергу, використовуючи більш якісне литво, зможуть мінімізувати ціну своєї продукції, трудомісткість виробництва, витрати матеріалів і енергоресурсів.

Література:

1. Global Casting Production Stagnant 50th census of world production // «Modern Casting», December 2016, P. 25...29

Харченко Є.О., Ямшинський М.М.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ХРОМОМАРГАНЦЕВИЙ ЧАВУН ДЛЯ РОБОТИ В ЕКСТРЕМАЛЬНИХ УМОВАХ

e.o.kharchenko@gmail.com

Важкі умови роботи машин і швидке зношування окремих литих деталей, які працюють в екстремальних умовах, насамперед в абразивних і гідроабразивних середовищах, залишають проблему надійності та довговічності сучасної техніки. Тому, пошук матеріалів, які підвищують зносостійкість виробів, є дуже актуальними.

Інтерес до теоретичного та практичного дослідження властивостей хромомарганцевого чавуну полягає в тому, що багато зносостійких сплавів використовувати економічно не вигідно через вміст дорогих елементів, або вони мають погану оброблюваність на металорізальних верстатах. Наприклад, відомий чавун 280X28H2 вміщує дорогий та дефіцитний нікель.

Метою роботи є вивчення ливарних, механічних і спеціальних властивостей зносостійких чавунів і розроблення нових високоефективних зносостійких сплавів для роботи в умовах інтенсивного гідроабразивного зносу.

Досліджено вплив хрому на зносостійкість білих чавунів. Установлено, що підвищення концентрації хрому від 4,5 до 21,1% суттєво покращує експлуатаційні властивості чавуну, який вміщує 4,5...5,0% марганцю. Із збільшенням вмісту хрому до 20% помітно зростає кількість складових карбідів, які сприяють підвищенню твердості сплаву. Підвищення концентрації хрому в чавуні понад 20% призводить до збільшення кількості легovanого фериту, а це помітно знижує зносостійкість сплаву, незважаючи на те, що загальна твердість продовжує зростати через збільшення кількості карбідів.

Марганець сприяє стабілізації аустеніту у високохромистому чавуні, але слід зауважити, що з підвищенням вмісту марганцю в чавуні твердість сплаву знижується. Це можна пояснити збільшенням кількості залишкового аустеніту в основі металу. Таким чином, необхідно вибирати чавун з оптимальним співвідношенням хрому та марганцю з урахуванням умов експлуатації литих деталей.

Процеси мікролегування та модифікування справляють суттєвий вплив на експлуатаційні характеристики високолегованих білих чавунів.

Дослідження цих процесів проводили на основі запропонованого базового хромомарганцевого чавуну 290X19Г4.

Для мікролегування вибрано титан, ванадій, сурму, а для модифікування бор.

Дослідженнями встановлено, що невеликі добавки титану (до 0,1%) практично не справляють помітного впливу на властивості чавуну.

Проте підвищення концентрації титану до 0,5% сприяє збільшенню твердості сплаву та його зносостійкості.

Подальше підвищення вмісту титану в чавуні недоцільне, оскільки при цьому знижуються твердість і зносостійкість, хоча вони залишаються на високому рівні й мало відрізняються від базового сплаву 290X19Г4.

Для підвищення зносостійкості хромомарганцевого чавуну його доцільно додатково мікролегувати ванадієм у межах 0,8...1,2%. Зносостійкість сплаву підвищується при цьому на 25...30%.

Невеликі присадки сурми (до 0,15%) в хромомарганцевий чавун сприяють підвищенню твердості та зносостійкості сплаву приблизно на 15%.

Підвищення вмісту сурми суттєво знижує пластичні властивості чавуну та зменшує зносостійкість сплаву. Це пояснюється тим, що в таких кількостях сурма сприяє утворенню не дрібнодисперсної евтектики, а суцільного поля структурно-вільного цементиту, який має послаблений зв'язок з матрицею сплаву та легко викришується під час дії на поверхню виробу абразиву.

Крім того, в таких кількостях сурма сприяє забрудненості меж зерен матриці.

Модифікування чавуну бором підвищує його технологічні та експлуатаційні властивості й цим знижує вміст у чавуні хрому. Корисним є бор у досить малій кількості – 0,001...0,005%.

За своїм впливом на властивості чавуну бор ефективніший за інші присадки.

За результатами досліджень можна зробити висновок, що до оброблення чавуну бором треба підходити досить обережно, оскільки вже за вмісту 0,03% бору чавун має крихкий злам за кімнатної температури, а його зносостійкість практично залишається без змін.

Хижняк В.Г., Калашніков Г.Ю., Савчук О.В.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ВЛАСТИВОСТІ ТВЕРДОГО СПЛАВУ ВК8 З БАГАТОШАРОВИМ ПОКРИТТЯМ ЗА УЧАСТЮ АЗОТУ, ТИТАНУ ТА АЛЮМІНІЮ

uasanya1927@gmail.com

Багатогранні непереточувані твердосплавні пластини (БНТП) в процесі експлуатації зазнають впливу зносу, контактних навантажень та температур. Найбільшому руйнуванню піддається поверхня БНТП, що зумовлює необхідність розроблення методів покращення властивостей поверхневих шарів. На теперішній час покриття на основі карбідів, нітридів перехідних металів використовують з метою підвищення експлуатаційних властивостей БНТП.

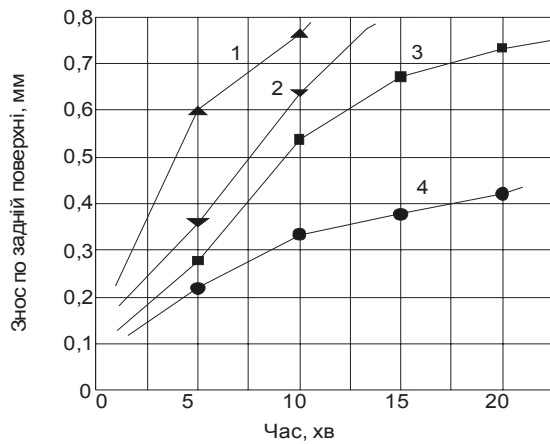
Таким чином, метою роботи є встановлення можливості отримання на твердому сплаві ВК8 дифузійних покриттів за участю азоту, титану і алюмінію, дослідження їх складу, будови, властивостей.

Титаноалітування супроводжується формуванням в основі під шаром TiC зони з підвищеним вмістом кисню та алюмінію, що в результаті зумовлює падіння властивостей БНТП (табл. 1). Загальмувати або зовсім припинити процес утворення даної зони можливо при наявності в дифузійному покритті бар'єрної композиції з шарів TiC, TiN.

Таблиця 1 – Межа міцності за умов поперечного згину сплаву ВК8 з покриттями

№ зразка	Вид оброблення, t °C, години	Межа міцності на згин, $\sigma_{зг}$, ГПа	$\sigma_{зг}/\sigma_{зг}^*$	Коефіцієнт варіації, %
1	Титанування, 1050, 2	1,36	0,81	7,0
2	Титанування, 1050, 4	1,13	0,79	7,9
3	Титаноалітування, 1050, 4	1,09	0,65	23,0
4	Азототитаноалітування, 1050, 4	1,50	0,89	6,5
5	Вихідний сплав*	1,68	-	21,5
$\sigma_{зг}^*$ – межа міцності на згин вихідного сплаву ВК8				

Аналіз отриманих результатів показав, що незалежно від типу покриття швидкість зношування твердосплавних пластин в дослідженому інтервалі умов різання з запропонованими покриттями нижча, ніж серійних. Відомо, що характер зносу пластин визначається значною мірою хімічним складом та структурою сталі, що оброблюють.



1 – вихідний сплав; 2 – зразок №3;
3 – зразок №1; 4 – зразок №4

Рис. 1. Кінетика зносу багатогранної непереточуваної твердосплавної пластини ВК8 при точінні сталі 12Х18Н10Т (НВ 210); $V = 3,3$ м/с; $S = 0,434$ мм/об; $t = 1,0$ мм; час точіння 15 хв

При точінні високолегованих сталей 12Х18Н10Т, 06Х28МДТ, Р6М5, тощо знос протікає за рахунок адгезійної взаємодії стружки і покриття. Аналіз отриманих результатів (рис. 1) показав, що утворена лунка має характерний адгезійний характер. По краю лунки розміщується наплив з нормальними тріщинами по границях. Мінімальне зношування характерне для пластини з азоттитаноалітованим покриттям. Крихкі, втомні тріщини в зоні контакту, які характерні для дифузійних покриттів на основі TiC, відсутні. Найкращі результати серед досліджених в роботі показали азоттитаноалітовані покриття фазового складу TiN, TiC, AlCoTi₂. Підвищення зносостійкості титаноалітованих БНТП в порівнянні з серійними становило 8,0 разів.

Цокота Є.В.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

РОЗРОБЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЇ ТА ВИГОТОВЛЕННЯ ВИЛИВКА ІЗ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ З ВІД'ЄМНИМИ КОВАЛКАМИ

fant.tsokota@gmail.com

При виготовленні виливків одиничного виробництва необхідно враховувати чимало технологічних параметрів та вимог до майбутнього виливка. Найбільше треба зважати на конфігурацію моделі, тип сплаву, переважну товщину стінок моделі, відповідальність виливка та відповідно правильно обрати спосіб лиття.

Для отримання художніх або іншої групи виливків, конфігурація яких не дозволяє вилучати їх із форми (не пошкоджуючи останньої) застосовують спосіб формування за від'ємними ковалками [1].

У даному випадку було виготовлено виливок «Рукоятка олімпійського лука» із силуміну за власною технологією (рис. 1). Було обрано формування з від'ємними ковалками у піщано-глинясті суміші (ПГС), оскільки модель має складну конфігурацію.

Для того, щоб унеможливити утворення тріщин та усадкових раковин (пор) ливничкову систему було підведено до теплових вузлів.

Модель виливка має рівні сторони, прямі кути та два спеціальні пази прямокутної форми, для встановлення плечей лука.

Для утворення внутрішньої порожнини пазів було виготовлено стрижні із суміші з додаванням глини у спеціально виготовлених стрижневих ящиках. Як формувальну суміш було використано лабораторну суміш (табл. 1) та облицювальний шар жовтої глини [2].

Таблиця 1 – Склад формувальної ПГС

Склад формувальної ПГС, %			
оборотна ПГС	пісок кварцовий (дрібнодисперсний)	глина каолінова (вогнетривка тонкомолота)	дрібні деревинні ошурки
75...80	5...10	5...10	3...5

Вологість суміші – 4...6%.

Тривалість сушіння форми – 2 год при 150...180 °С.

Температура заливання сплаву – 720..750 °С.



Рис. 1. Виливок «Рукоятка олімпійського лука»

Висновок: при обраній технології формування забезпечено необхідну якість виливка та розмірну точність.

Література:

1. Зотов Б.И. Художественное литье: – 3-е изд., перераб. и доп. – М.: Машиностроение, 1988. – 304 с.
2. Кочешков А.С., Иванкович Е.В. Изготовление художественных биметаллических отливок в формах из природных ПГС // Литейное производство», – 2001, № 4.

Чеботарева О.А.¹, Еременко А.П.¹, Гресс А.В.²

(¹ДГТУ, г. Каменское; ²Wuhan, WUST)

ЧИСЛЕННЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПОДАЧИ СТАЛЬНОЙ ЛЕНТЫ В КРУГЛЫЙ КРИСТАЛЛИЗАТОР МНЛЗ

chebotareva_92@mail.ua

С точки зрения улучшения макроструктуры литых круглых заготовок, получаемых в условиях, в том числе, криволинейных МНЛЗ, особого внимания заслуживает опыт использования ввода в кристаллизатор различных инокуляторов, в частности металлической ленты.

В последнее время все больше внимания уделяется численным методам исследования тепло- и массообменных процессов, протекающих в кристаллизующемся металле, в частности, при различных способах подачи инокуляторов.

Нами исследованы гидродинамические и тепломассообменные процессы при вводе в круглый кристаллизатор (диаметр 300 мм, длина 1 м) МНЛЗ стальной ленты (толщина 1,5 мм, ширина 60 мм) со скоростью 1,4 м/мин, в том числе и при наложении на ленту осциллирующих колебаний с частотой 150 Гц и амплитудой 2 мм. Предполагалось, что подача жидкого металла в кристаллизатор осуществлялась через прямоточный погружной стакан диаметром 85 мм, а скорость вытягивания заготовки составляла 1 м/мин.

Определено, что подача металлической ленты без наложения на нее осцилляций существенно меняет гидродинамическую и тепловую обстановку в полости круглого кристаллизатора.

Перераспределение гидродинамики жидкостных потоков, очевидно, приводит к ожидаемому изменению тепловой обстановки в кристаллизаторе. Отсутствие высокоинтенсивных потоков жидкого металла между лентой и оболочкой слитка обеспечивает уменьшение неравномерности распределения температуры вдоль вертикальной оболочки слитка, ее более низкие значения и соответствующее ускорение скорости роста твердой корки одновременно с увеличением толщины замороженного на ленту слоя маточного расплава. В то же время, изменение формы факела основной струи от цилиндрической к полуовальной предопределяет поступление более горячих слоев металла в области кристаллизатора, свободные от металлической ленты.

Нами определено, что при заявленных выше параметрах процесса разливки и подачи ленты глубина ее погружения до полного расплавления составляет около 640 мм.

Изучение гидродинамической и тепловой картины при других условиях подачи ленты без наложения на нее упругих колебаний показали эксклюзивный характер каждого случая при соблюдении основных описанных выше закономерностей процесса.

При наложении осцилляций на подаваемую в кристаллизатор ленту гидродинамическая и тепловая картина в кристаллизаторе меняется в еще большей степени при сохранении общих, описанных выше, тепловых закономерностей начала процесса ввода металлической ленты и поведения металлической жидкости.

Поперечные колебания металлической ленты, вызванные специальным устройством, находящимся на рабочей площадке, вызывают возникновение дополнительных гидродинамических потоков, положительно влияющих на тепловую обстановку в жидкой лунке кристаллизатора.

Если в области между лентой и оболочкой слитка интенсификация процессов теплообмена однозначно приводит к повышению скорости расплавления индуктора, то в областях между лентой и погружным стаканом выводы не столь определены. Связано это с процессом переноса охлажденных лентой жидких слоев металла в верхней части кристаллизатора к наружной поверхности погружного стакана. Найдено, что при некоторых условиях возможно появление твердых перехватов в приповерхностных слоях жидкости, что однозначно негативно скажется на качестве металла и может привести к аварийным ситуациям.

Черниш А.Ю., Макогон Ю.М.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ФОРМУВАННЯ ФАЗОВОГО СКЛАДУ ТА СТРУКТУРИ В НАНОРОЗМІРНИХ ПЛІВКАХ $\text{Fe}_{50}\text{Pd}_{50}/\text{Cu}$

alinachernish@ukr.net

Технологія магнітного запису на жорсткі носії відіграє визначну роль у сучасній техніці. Величезні обсяги інформації, які зберігаються на комп'ютерних пристроях, потребують створення все більш мініатюрних жорстких дисків [1]. Тому актуальним завданням сучасного тонкоплівкового матеріалознавства є пошук та дослідження нових магнітних матеріалів, які будуть використовуватися для високощільного магнітного запису і збереження інформації. Одним із перспективних кандидатів є феромагнітний матеріал на основі FePd з упорядкованою магнітно-твердою фазою $L1_0\text{-FePd}$, якій характерні надвисокі значення магнітокристалічної анізотропії – $1,8 \times 10^6$ Дж/м³. Дана магнітна анізотропія здатна забезпечити термічну стабільність носія інформації при розмірах його зерен ~ 3 нм [2].

Метою роботи було дослідження впливу міді, як легувального елемента, на структуру плівки при відпадах. В якості об'єкта дослідження були використані нанорозмірні плівкові композиції $\text{Fe}_{50}\text{Pd}_{50}(5 - x \text{ нм})/\text{Cu}(x \text{ нм})$ ($x = 0,3 \text{ нм}; 0,6 \text{ нм}$). Їх отримано методом магнетронного пошарового осадження на підкладки $\text{SiO}_2(100 \text{ нм})/\text{Si}(001)$. Термічне оброблення проводилось у водні за температури 650°C при витримці 1...2 год. Кристалічна структура досліджена методом рентгеноструктурного фазового аналізу (РСФА).

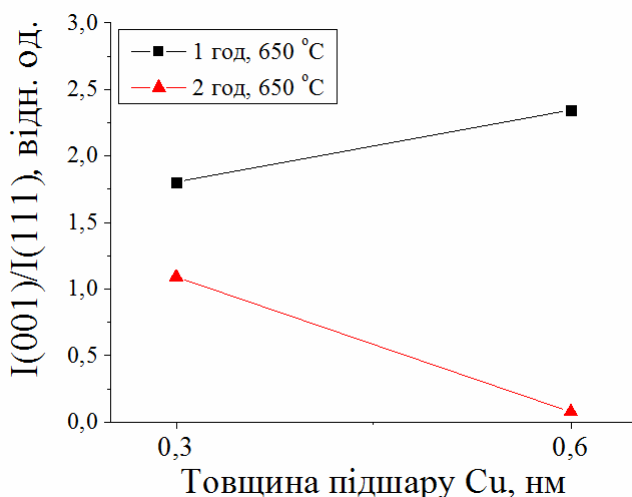


Рис.1. Відношення інтенсивностей дифракційних рефлексів (001)/(111) плівкових композицій $\text{Fe}_{50}\text{Pd}_{50}(5-x\text{ нм})/\text{Cu}(x\text{ нм})$ від товщини підшару міді ($x = 0,3\text{ нм}; 0,6\text{ нм}$) після термічного оброблення у водні

Дані РСФА засвідчили, що додавання підшару міді (0,3 нм) в сплав $\text{Fe}_{50}\text{Pd}_{50}$ призводить до формування впорядкованої фази $L1_0\text{-FePd}$ при відпалі за температури 650 °C при витримці 1...2 год. Розраховано залежність відношення інтенсивностей рефлексів (001) та (111), що дозволяє оцінити динаміку формування вираженої зеренної текстури [001] фази $L1_0\text{-FePd}$, та допускає використання даних матеріалів при технології перпендикулярного магнітного запису. Виявлено, що зі збільшенням підшару Cu від 0,3 нм до 0,6 нм при термічній витримці 1 год відношення інтенсивностей даних рефлексів зростає, в той час як у плівкових композиціях відпал при витримці 2 год призводить до зменшення даного відношення – розмиття необхідної переважної [001] орієнтації зерен, коли вісь c легкого намагнічування перпендикулярна до підкладки.

Література:

1. *Gaspere Varvaro Francesca Casoli*. Ultrahigh-Density Magnetic Recording Storage Materials and Media Designs./ Gaspere Varvaro Francesca Casoli // CRC Press is an imprint of Taylor & Francis Group, an Informa business – 2016 – P. 528
2. *Chemical order and crystallographic texture of FePd:Cu thin alloy films* / M. Perzanowski, Y. Zabala, M. Krupinski et al. // J. Appl. Phys, 2012.–№ 111. – P. 074301.

Чубин К.И., Чубина Е.А., Стороженко С.А., Златоустов А.В.
(ДГТУ, г. Каменское)

ОСОБЕННОСТИ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА ПРИ МЕЛКОСЕРИЙНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ ОТЛИВОК

ch.konstanta@ukr.net

Качество литейной продукции определяется, в основном, качеством шихтовых материалов, при этом затраты на основные и вспомогательные материалы в структуре себестоимости литья составляют от 40 до 70%. Разработка новых экономно-эффективных мероприятий, направленных на сокращение расхода материалов, является одной из важнейших задач в современном литейном производстве. Преимущество магния как высокоэффективного и наиболее дешевого сфероидизатора графита доказано многолетней мировой и отечественной практикой его применения [1].

Созданная лабораторная установка высокотемпературного моделирования для комплексной обработки чугуна и разработанные конструкции погружных многосопловых фурм для вдувания в расплав порошкообразной извести и диспергированного магния с переводом последнего в парообразное состояние в графитовом испарителе с теплопередающей стенкой были использованы для отработки технологии получения чугуна с шаровидным графитом (ЧШГ) при мелкосерийном производстве отливок. Фурмы с закрытым графитовым испарителем с теплопередающей стенкой, снабженные 24 или 32 цилиндри-

ческими соплами, которые расположены в один или два ряда под углом 90° к вертикальной оси фурмы, а также 3 или 4 соплами под углом 45° , позволяют предотвратить непосредственное взаимодействие диспергированного магния с чугуном и обеспечить перевод магния в парообразное состояние и регулируемое вдувание в объем последнего соответствующего количества струй газовой смеси магния и азота (аргона).

Для получения по расплавлению литейного чугуна, содержащего 3,6% С, 2,4% Si, 0,4% Mn, 0,040% Р и 0,045% S, в магнезитовый тигель 150-кг индукционной печи загружали 91 кг чугуна и 9 кг лома. После расплавления и нагрева расплава до температуры 1380...1400 °С химический анализ отобранной пробы чугуна, за исключением серы, соответствовал рекомендованному химическому составу ЧШГ марок ВЧ 35, ВЧ 40 и ВЧ 45.

Предварительную доводку расплава до содержания серы 0,010...0,015% производили путем вдувания через двухсопловую фурму порошкообразной извести и плавикового шпата ($90\% \text{CaO} + 10\% \text{CaF}_2$) с расходом 0,9 кг/(т·мин) в потоке несущего азота (0,06 кг/(т·мин)).

После 15-минутного вдувания в расплав 1,35 кг смеси порошкообразной извести и плавикового шпата с удельным расходом 13,5 кг/т чугуна обеспечивалось содержание серы в чугуне в пределах 0,012...0,014%.

В последующем в чугун присаживали 0,05 кг (0,5 кг/т) ферросилиция ФС 65 с целью предсфероидизирующего инокулирования расплава и приступали к сфероидизирующей обработке струями смеси парообразного магния и азота, формируемыми при подаче диспергированного магния с расходом 0,060 кг/(т·мин) в потоке азота (0,055 кг/(т·мин)) через погружную фурму с графитовым испарителем с теплопередающей стенкой. После 8-ми минутного вдувания диспергированного магния с удельным расходом 0,48 кг/т обеспечивали конечное содержание серы в чугуне 0,004...0,005% и растворенного магния 0,028...0,035%. При этом отношение $\text{Mg}_{\text{ост}}/\text{S}_{\text{ост}}$ в чугуне колебалось в пределах 6,3...7,0, что приводило к стабильному образованию шаровидного графита в чугуне.

Таким образом, на основе проведенных высокотемпературных экспериментов показана возможность управления процессом обработки чугуна диспергированным магнием с целью получения высокопрочного чугуна с шаровидным графитом для отливок малого развеса.

Литература:

1. Кудрин В.А. Внепечная обработка чугуна и стали / Кудрин В.А. – М.: Металлургия, 1992. – 335 с.

Шалевська І.А., Дорошенко В.С., Шинський В.О.

(ФТІМС НАН України, м. Київ)

**РОТОРНО-КОНВЕЄРНІ ЛІНІЇ – ПОЄДНАННЯ ЛИВАРНИХ
ПРОЦЕСІВ З ТРАНСПОРТУВАННЯМ МАТЕРІАЛІВ, ВИРОБІВ І
ОСНАЩЕННЯ**
doro55v@gmail.com

Перехід до безперервних процесів дозволяє знизити непродуктивні витрати часу, а в роторно-конвеєрних лініях (РКЛ) допоміжні операції поєднати в часі з операціями оброблення, підтримуючи в русі транспортно-технологічні органи. РКЛ суттєво підвищують ресурсоефективність ливарних процесів при зниженні капіталовкладень, виробничих площ та сприяють виключенню суб'єкта з технологічного циклу виробництва виливків при одночасному зменшенні їх маси для машинобудування та зростанні їх експлуатаційного ресурсу, зокрема, для транспортних засобів цивільного і військового призначення та боєприпасів.

Реалізація РКЛ у ливарному виробництві потребує нових технологічних процесів формоутворення, які задовольняють основні принципи побудови РКЛ: максимальна швидкість переміщення предмету (оснащення) $\times$ мінімальний час формоутворення предмета (форма, твердіння вилівка) $\times$ максимальна щільність потоку переміщення предметів (форм, виливків) $\times$ мінімальна ширина потоку переміщення предметів (форм, виливків), що потребує:

- мінімізації тривалості твердіння виливків та тривалості виготовлення форм, які водночас мають бути рівнозначними;
- мінімізації кількості матеріалів і предметів, що задіяні у формоутворенні;
- використання прямолінійних переміщень (горизонтальних – вертикальних) інструменту (оснащення), що беруть участь у технології виготовлення форми;
- видалення формувальних матеріалів з технологічного оснащення (опоки, контейнера) за рахунок його гравітаційного переміщення;
- заливання металом форм з використанням простого вертикального переміщення інструменту за відповідною програмою, яка забезпечує задану швидкість переміщення металу у формі незалежно від її перерізу;
- в одному потоці одержання форм (виливків) різної геометрії та маси;
- максимальне об'ємне розміщення моделей (виливків) у формі (контейнері);
- відсутність у необхідності використання стрижнів у формі при одержанні виливків складного перерізу;
- регулювання інтенсивністю теплообміну на границі «метал – форма»;
- швидкий перехід до використання різних сплавів для одержання виливків;
- відмова від традиційних методів вибивання виливків з форми.

Оптимальними для адаптації до швидкісних технологій є різновид лиття за моделями, що газифікуються, з заповненням форми та кристалізацією виливків під надлишковим регульованим тиском, який створено у Фізико-технологічному інституті металів та сплавів НАН України.

Використання вперше принципів побудови РКЛ для ливарних процесів на основі створених швидкісних технологій одержання виливків із залізовуглецевих сплавів за моделями, що газифікуються під регульованим надлишковим тиском, у сукупному, комплексному використанні, дозволить збільшити продуктивність у 10...15 разів, зменшити операційні запаси матеріалу в 20...25 разів, звільнити виробничі площі, зменшити енергоємність, трудомісткість виготовлення в 5...10 разів, знизити собівартість продукції та капітальні витрати в 2...5 разів при зниженні окупності до 1...3 років з одночасним одержанням литих конструкцій за масою меншою у 1,5...2 рази (порівняно з практикою України, країн СНД), а у порівнянні з Західною Європою у 1,3...1,5 рази. Це веде до скорочення енергоносіїв, шихтових матеріалів, трудомісткості при їх виробництві у 1,5...2,3 рази.

Тому розвиток нового напрямку для теорії та практики ливарних процесів, як комплексна реалізація швидкісних технологій одержання виливків із залізовуглецевих сплавів на основі використання принципу РКЛ є задачею важливою, актуальною, високоефективною та екологічно безпечною.

Шаломеев В.А., Осадчая Е.А
(ЗНТУ, г. Запоріжжє)

РАЗРАБОТКА НОВЫХ ЛИТЫХ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ С ПОВЫШЕННОЙ ЖАРОПРОЧНОСТЬЮ

gr@radiocom.net.ua

Развитие научно-технического прогресса приводит к постоянному усложнению технических устройств, что способствует повышению металлоемкости машин и механизмов. Поэтому снижение массы технических конструкций является важной задачей современного машиностроения. Одним из способов решения этой задачи является использование литья из магниевых сплавов взамен существующих чугуновых и стальных. Однако уровень требований к современным материалам требует разработки новых сплавов с повышенными механическими и жаропрочными свойствами.

Основные способы получения высокой прочности у литых сплавов при сохранении достаточной вязкости следующие:

- образование сложнелегированных твердых растворов;
- создание оптимальной структуры термической обработкой;
- упрочнение металлов и сплавов дисперсными частицами.

Для работы при повышенных температурах необходимо, чтобы температуры плавления легирующих элементов были выше температуры плавления основного металла.

Из всего многообразия легирующих элементов лишь немногие из них, имеющие благоприятный фактор по соотношению атомного диаметра ($\leq 15\%$) и электроотрицательности ($\leq 0,4$), способны образовывать твердые растворы с магнием, упрочняя его. Практический интерес представляют тугоплавкие металлы 4Б подгруппы периодической таблицы системы элементов, которые имеют близкий с магнием атомный радиус. Эти элементы увеличивают температуры плавления образованных промежуточных фаз, обеспечивают гетерогенную структуру, устойчивую к действию повышенных температур.

Исследовалось влияние элементов Ti, Zr и Hf на структурообразование, механические свойства и длительную прочность при повышенных температурах отливок из магниевого сплава МЛ5.

Микроструктура сплава МЛ5 представляет собой δ -твердый раствор, интерметаллид γ ($\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$) и эвтектику типа $\delta + \gamma$. Введение легирующих элементов уменьшало размеры структурных составляющих.

В структуре базового сплава МЛ5 наблюдались пластинчатые и сферические интерметаллиды. Легирующие элементы измельчали зерно на 30...40%, повышая микротвердость структурных составляющих и способствуя измельчению интерметаллидных фаз. Микрорентгеноспектральный анализ интерметаллидных фаз улучшенного сплава МЛ5 показал наличие этих элементов в их составе. Жаропрочность растет почти вдвое за счет разницы температур плавления и образования более стойких к растворению интерметаллидов.

При введении легирующих элементов в металл от 0,05 до 0,1% повышалось количество мелких интерметаллидов с размером менее 2 мкм, что способствовало повышению пластичности и прочности сплава. Однако с увеличением содержания элементов в сплаве до 1,0% пластичность металла уменьшалась за счет образования избыточного количества пластинчатых интерметаллидов, расположенных по границам зерен и охрупчивающих металл. Жаропрочность сплава возрастала почти вдвое за счет микролегирования твердого раствора и образования термостабильных интерметаллидов.

Таким образом, микролегирование магниевого сплава МЛ5 Ti, Zr и Hf в количестве до 0,1% обеспечивает повышение его механических и жаропрочных свойств, что делает целесообразным применение таких новых магниевых сплавов в различных отраслях машиностроения.

Шаломеев В.А., Цивирко Э.И., Айкин Н.Д., Лукьяненко А.С.
(ЗНТУ, г. Запорозжє)

БИОРАСТВОРИМЫЙ МАГНИЕВЫЙ СПЛАВ ДЛЯ ОСТЕОСИНТЕЗА
gr@radiocom.net.ua

В структуре общей заболеваемости травмы занимают третье место. Количество переломов составляет до 10% от числа всех травм. Для лечения переломов, которые не срастаются без оперативного скрепления обломков, используется остеосинтез. Для фиксации костных фрагментов применяются имплантаты из различных материалов в виде всевозможных сложных конструкций (штифтов, спиц, пластин). В процессе эксплуатации такие имплантаты подвергаются статическим и динамическим нагрузкам, а также действию биокоррозии. В связи с этим, материалы для имплантатов должны быть биологически инертными и совместимыми, а также иметь достаточные механические характеристики (предел прочности, модуль упругости и относительное удлинение). Эти характеристики должны быть не ниже физико-механических характеристик костей: $\sigma_B = 120 \dots 150$ МПа, $E = 17 \dots 20$ ГПа, $\delta = 1,4 \dots 3,1\%$.

Перспективным для производства имплантатов является применение магниевых сплавов системы Mg-Zr-Nd, в частности сплава МЛ10, который имеет достаточно высокий уровень механических свойств: $\sigma_B \geq 230$ МПа, $E = 43 \dots 45$ ГПа, $\delta \geq 2\%$. Однако, основным недостатком данного сплава является резкое снижение механических свойств при длительном воздействии биокоррозии. Поэтому разработка нового сплава системы Mg-Zr-Nd с повышенным уровнем механических свойств является актуальной задачей.

Исследовали влияние легирующих элементов в интервалах 0,4...1,5% Zr, 2,2...3,4% Nd, 0,1...0,7% Zn на предел прочности (σ_B) и относительное удлинение (δ) с использованием математического планирования эксперимента по плану 2^3 .

В результате проведенных исследований получены уравнения регрессии, описывающие влияние исследуемых легирующих элементов на предел прочности (1) и относительное удлинение (2):

$$\sigma_B = 254 + 18,25x_2 - 6,5x_1x_2 \pm 0,14 \text{ (МПа)} \quad (1)$$

$$\delta = 3,55 + 0,625x_1 - 0,3x_1x_2 \pm 0,11 \text{ (\%)} \quad (2)$$

В результате анализа уравнений регрессии определено, что при максимальном содержании неодима и минимальном содержании циркония достигается наибольшая прочность, в то время как наибольшая пластичность наблюдается при минимуме неодима и максимуме циркония. Влияние цинка на свойства металла было незначительным.

Для получения максимального комплекса механических свойств сплава была проведена графическая оптимизация содержания легирующих элементов. В результате чего были получены следующие значения содержания легирующих элементов: Nd – 2,7...2,75%, Zr – 0,95...1,05%, Zn – 0,4...0,5%.

Разработанный сплав имеет необходимый уровень физико-механических свойств после длительной биокоррозии. Имплантаты, изготовленные из данного сплава, показали их нетоксичность в эксперименте на животных и рекомендованы для дальнейших исследований.

Шаломеев В.А., Цивирко Э.И., Айкин Н.Д.
(ЗНТУ, г. Запорозьє)

МОДИФИЦИРОВАНИЕ ЛИТОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Mg-Al-Zn НАНОПОРОШКОМ УГЛЕРОДА

gr@radiocom.net.ua

Развитие современного машиностроения выдвигает повышенные требования к отливкам из магниевых сплавов. Одним из перспективных направлений повышения служебных характеристик магниевого литья является его модифицирование нанопорошками технически чистого углерода. Данный материал удовлетворяет основными требованиями к модификаторам магниевых сплавов: возможность образовывать нерастворимые центры кристаллизации, стабильный эффект модифицирования, низкая стоимость и недефицитность.

Исследовали влияние возрастающих присадок нанопорошка углерода на структурообразование и механические свойства магниевого сплава системы Mg-Al-Zn.

Металлографическими исследованиями установлено, что введение в сплав нанопорошка углерода, частицы которого являлись центрами кристаллизации, способствовало измельчению макро- и микроструктуры металла. Повышение концентрации углеродного модификатора в сплаве приводило к уменьшению размеров и количества эвтектоида. При этом, размер $[\delta+\gamma]$ -фазы и величина микрозерна уменьшилась в $\sim 1,5$ раза, повышалась однородность литого металла.

Присадка нанопорошка углерода в расплав в количестве 0,02...0,05% масс. способствовала значительному (практически в 2 раза) повышению пластических характеристик сплава при сохранении его прочности. Однако, дальнейшее увеличение количества вводимого модификатора приводило к некоторому снижению пластичности сплава за счет изменения топологии центров кристаллизации.

Таким образом, использование нанопорошков углерода для модифицирования магниевых сплавов является достаточно эффективным способом измельчения его структуры, повышения механических и служебных свойств отливок, что обеспечивает надежную и долговечную работу машин и механизмов.

Шапран Л.А., Хитько А.Ю., Иванова Л.Х., Черная Е.В.
(НМетАУ, г. Днепр)

ЦЕТРОБЕЖНОЛИТЫЕ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИЕ РОЛИКИ ДЛЯ МНЛЗ

ivanovalitvo@gmail.com

В НМетАУ более тридцати лет проводятся работы по систематизации опыта отечественных и зарубежных фирм в области совершенствования конструкции роликов зоны вторичного охлаждения машин непрерывного литья заготовок.

Оптимальное сочетание служебных свойств: высокая конструкционная прочность и жесткость при воздействии знакопеременных температурных и силовых нагрузок и высокая износо- и разгаростойкость рабочей поверхности роликов – может быть достигнуто при изготовлении роликов из нескольких сплавов, в частности, составными. Для рабочего слоя целесообразно применять материалы с высоким сопротивлением коррозионно-механическому износу, образованию термоусталостных трещин, сетки разгара и налипания металла непрерывнолитых заготовок. Для внутреннего несущего слоя – материалы, обладающие достаточной прочностью, высокими пластическими свойствами и ударной вязкостью. Сочетание таких свойств материала бочки ролика может быть достигнуто при использовании биметалла. Из известных способов изготовления биметаллов в виде полых

цилиндров: наплавка, напыление, совместная прокатка двух металлов, литье в стационарную форму и центробежное литье – нами предпочтение отдано центробежному способу.

Разработанная научными сотрудниками кафедры литейного производства НМетАУ конструкция ролика состоит из центробежнолитой биметаллической бочки с наружным слоем из жаростойкого и износостойкого сплава.

Толщина стенки ролика должна обеспечивать минимальный прогиб в процессе работы МНЛЗ. Прогиб ролика возникает при одновременном воздействии одностороннего нагрева со стороны непрерывнолитой заготовки, ее ферростатического давления и усилия обжатия. Наименьший прогиб ролика, а следовательно, и сохранение межроликового расстояния возможно, если величины противоположно направленных температурных и технологических прогибов достаточно близки друг к другу.

В результате проведенных исследований был разработан ролик МНЛЗ, содержащий полую бочку из нелегированного или низколегированного металла с оболочкой из износостойкого и жаропрочного сплава и цапфы, в котором с целью экономии легирующих материалов, увеличения срока службы ролика и улучшения качества слитка за счет стабилизации межроликового расстояния, толщина стенки биметаллической бочки составляет 0,25...0,35 величины наружного диаметра ролика, а толщина наружного легированного слоя равна 0,02...0,04 величины наружного диаметра ролика. Опорные цапфы выполнены биметаллическими, при этом толщина легированного слоя на цапфах составляет 0,01...0,03 величины наружного диаметра ролика. На поверхности бочки выполнены кольцевые канавки с наклоном к оси ролика под углом α :

$$\alpha = \arctg \frac{D}{l},$$

где D – наружный диаметр ролика;

l – шаг канавок. Шаг между канавками равномерно увеличивается от середины бочки ролика к ее краям.

Выводы. Разработанная конструкция ролика и способ его изготовления позволяют:

- снизить расход металла на изготовление роликов за счет получения внутренней полости в процессе литья, взамен применяемого глубинного сверления;
- снизить металлоемкость роликов на 13...17% без послабления опорных цапф за счет уменьшения толщины стенки бочки. Уменьшение момента сопротивления сечения бочки на 15% компенсируется повышением прочности материала роликов;
- снизить расход легирующих элементов, так как легированный металл используется только для рабочего слоя бочки;
- снизить расход металла роликов на тонну стали за счет многократного использования кованых цапф.

Шейко О.І.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ПОВЕРХНІ ВИЛИВКІВ, ЯКІ ОТРИМУЮТЬ В ПІЩАНИХ ФОРМАХ

a_sheiko@ukr.net

На сьогодні переважна більшість сталевих і чавунних виливків виготовляються в разових піщаних формах. У більшості випадків виливки, які виготовляють за такою технологією, мають поверхневі дефекти у вигляді пригару, ужимин, піщаних та газових раковин та інше.

До утворення поверхневих дефектів призводять процеси, які протікають на межі розділу «поверхня ливарної форми – рідкий сплав». Найбільш поширеним дефектом поверхні сталевих і чавунних виливків є пригар. Пригар, який утворився, погіршує товар-

ний вигляд литва, утруднює їх очищення та подальше механічне оброблення. Очищення виливків від пригару є однією з трудомістких та шкідливих операцій в ливарному виробництві. Дуже часто утворення пригару на виливках пов'язано з використанням неякісних вихідних формувальних матеріалів, формувальних і стрижневих сумішей та порушенням технології виготовлення виливків.

Основним способом запобігання утворення пригару та інших поверхневих дефектів на виливках, які виготовляються в піщаних формах при формовці по-сухому, є нанесення на робочу поверхню ливарних форм водних або самовисихаючих протипригарних фарб, які виготовляються на основі високовогнетривких наповнювачів.

Протипригарні фарби для виконання свого призначення повинні мати високі технологічні властивості при нормальних температурах у процесі їх зберігання після приготування, при нанесенні на поверхню форми або стрижня утворювати суцільний шар необхідної товщини. Після висушування або висихання шар покриття повинен мати достатню міцність у широкому інтервалі температур, від нормальних до температур заливання і контакту з рідким сплавом, бути непроникним для рідкого металу та його оксидів.

При заливанні та контакті рідкого металу з формою на шар протипригарного покриття діє з одного боку навантаження на згин за рахунок металостатичного напору рідкого металу, а з іншого – тиск з боку форми або стрижня за рахунок газів, які виділяються при термодеструкції в'язучого суміші, випаровування вологи та інше, який призводить до відриву шару протипригарного покриття від поверхні форми. Дуже важливо, щоб у цей момент шар протипригарного покриття зберіг свою суцільність, у ньому не утворилися тріщини, він не відшарувався від поверхні ливарної форми або стрижня.

Тому необхідною умовою для запобігання утворення пригару та інших поверхневих дефектів на виливках є висока міцність шару протипригарного покриття на згин і достатня міцність його зчеплення з поверхнею форми або стрижня при температурах заливання та контакту з рідким металом. Природно, що чим буде вища міцність шару протипригарного покриття на згин та вища міцність його зчеплення з поверхнею форми або стрижня, тим меншою повинна бути вірогідність утворення поверхневих дефектів на виливках.

Міцність протипригарних покриттів при високих температурах визначається видом в'язучого, яке використовується в складі покриття, та його термостійкістю. Проведеними дослідженнями встановлено, що переважна більшість протипригарних покриттів, які широко використовуються в ливарних цехах, мають низькі показники міцності при температурах заливання. Це в першу чергу відноситься до водних покриттів з органічними в'язучим (ЛСТ, декстрин та інші) і самовисихаючих з найбільш поширеним в'язучим – полівінілбутиралем (ПВБ). Міцність таких покриттів різко знижується при нагріванні до температур вище ніж 200...300 °С, а до моменту контакту з рідким металом вони повністю руйнуються. Більш високі показники міцності, при тих же умовах, мають водні протипригарні покриття з неорганічними в'язучими та самовисихаючими з спирторозчинними фенолоформальдегідними, фурановими та кремнійорганічними смолами.

Для запобігання утворення пригару при виробництві крупного товстостінного литва у формах із ХТС, самовисихаючі протипригарні покриття стають малоефективними, тому що термостійкість в'язучих покриттів є недостатньою. Тому виникає велика зацікавленість в дослідженні та розробленні складів водних та самовисихаючих протипригарних покриттів, які б відрізнялися високими показниками міцності при нагріванні.

Проведеними дослідженнями встановлено, що міцність нанесених на поверхню форм або стрижнів протипригарних покриттів при високих температурах можна значно підвищити за рахунок забезпечення процесу спікання вогнетривкого наповнювача в шарі покриття при його нагріванні теплотою рідкого металу, який заливається в форму. При цьому можливе протікання процесу спікання наповнювача покриття двох видів – твердофазного або в присутності рідкої фази. Процес спікання вогнетривкого наповнювача в

присутності рідкої фази, яка утворюється в процесі спікання, проходить при більш низьких температурах і значно швидше.

Запропоновано в складах протипригарних покриттів використання комплексних в'язучих, які складаються з традиційних в'язучих (наприклад, ЛСТ, фенолоформальдегідна смола) та спеціальних неорганічних домішок. Неорганічні домішки, які вводяться до складу протипригарних покриттів, повинні забезпечувати інтенсифікацію процесу спікання шару покриття, коли органічне в'язуче піддається термоокислювальній деструкції, і тим самим запобігати руйнуванню покриття. При цьому слід враховувати, що продукти, які утворюються при термоокислювальній деструкції органічних складових у шарі покриття, будуть перешкоджати процесу спікання. Тому їх кількість повинна бути мінімальною, але достатньою для забезпечення міцності шару протипригарного покриття до температур, при яких починається процес зміцнення за рахунок домішки, яка вводиться для забезпечення спікання покриття. В якості таких зміцнювальних домішок можуть бути застосовані фосфати, фториди, хлориди та інші доступні матеріали.

На основі проведених досліджень, розроблено широкий спектр водних і самовисихаючих протипригарних покриттів, які спікаються, на основі різних вогнетривких наповнювачів. Такі протипригарні покриття рекомендовані до використання для фарбування піщаних ливарних форм і стрижнів при виготовленні середнього та крупного товстостінного литва. Використання запропонованих складів протипригарних покриттів дозволяє суттєво підвищити якість поверхні виливків, знизити трудомісткість очищення та собівартість виготовлення виливків.

Шинский В.О.

(ФТИМС НАН України, г. Киев)

**ОЦЕНКА ЭФФЕКТИВНОГО МАССИВА ИНФОРМАЦИОННЫХ
ДАННЫХ ДЛЯ КОНТРОЛЯ И УПРАВЛЕНИЯ
ТЕХНОЛОГИЧЕСКИМИ ПАРАМЕТРАМИ ЛИТЬЯ ПО
ГАЗИФИЦИРУЕМЫМ МОДЕЛЯМ**

shynskiy@gmail.com

Для непрерывного контроля огромного массива данных о технологических параметрах литья по газифицируемым моделям, предопределяющих качество отливок, требуется применение современных компьютерных информационных технологий.

Для оценки и ограничения массива этих информационных данных целесообразно применить метод прогнозирования эффективности событий в виде закона Парето, который позволяет установить долю эффективных факторов, влияющих на контролируемые характеристики промежуточного или конечного продукта. Хотя закон Парето давно используется в экономических науках, но в данной работе он адаптирован для оценки влияния множества факторов на качество продукции, предопределяемых литейными процессами.

Оценку влияния (рейтинга) для применения в законе Парето каждого из частных факторов целесообразно произвести с использованием коэффициента влияния K_v , который может определяться в соответствии с уравнениями регрессии, которые в большинстве случаев используются исследователями литейных процессов, включая и методы литья по газифицируемым моделям.

Анализ влияния и количество эффективных факторов первого, второго и третьего порядка, которые определены согласно адаптации диаграммы Исикавы и закона Парето к условиям литья по газифицируемым моделям при производстве отливок из железоуглеродистых сплавов объемом 500...5000 тонн/год, позволил установить, что для объективного контроля и последующего управления технологическими параметрами (факторами) про-

цессов, оборудования и мониторингом экологического состояния литейных объектов и окружающей среды необходимо:

- для сбора, обработки информации и контроля параметров технологических процессов «Получение высокопрочного чугуна» потребуется опросить первичные источники информации в границах 285...1425 раз в смену;

- для сбора, обработки информации и контроля параметров «Полный технологический цикл производства литейных пенополистироловых моделей» потребуется опросить первичные источники информации в границах 395...1975 раз в смену;

- для сбора, обработки информации и контроля параметров «Полный технологический цикл производства литейных форм» потребуется опросить первичные источники информации в границах 195...975 раз в смену;

- для сбора, обработки информации и контроля параметров «Технологический цикл подготовки формовочного материала» потребуется опросить первичные источники информации в границах 20...100 раз в смену;

- для сбора, обработки информации и контроля параметров «Технологический цикл заливки сплавов – охлаждение отливок» потребуется опросить первичные источники информации в границах 90...450 раз в смену;

- для сбора, обработки информации и контроля параметров «Технологический цикл термообработки отливок» потребуется опросить первичные источники информации в границах 15...75 раз в смену.

Таким образом, адаптировав номограммы Исикавы и закон Парето для оценки эффективного массива информационных данных для контроля и управления технологическими параметрами литья по газифицируемым моделям установлено, что их количество для передачи на центральный сервер составляет 1000...5000 идентифицированных параметров.

В соответствии с необходимостью обработки огромного массива данных для организации управления качеством отливок, получаемых методом литья по газифицируемым моделям, становится очевидным и необходимым применение современных информационных компьютерных технологий, реализованных в Физико-технологическом институте металлов и сплавов НАН Украины

Шоринов А.В., Маркович С.Е.

(НАУ «ХАИ», г. Харьков)

НАНЕСЕНИЕ ЗАЩИТНЫХ И ВОССТАНОВИТЕЛЬНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ДЕТАЛИ ИЗ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ МЕТОДОМ ХОЛОДНОГО ГАЗОДИНАМИЧЕСКОГО НАПЫЛЕНИЯ

shorinov1@gmail.com

Низкий удельный вес, высокая прочность, превосходная демпфирующая способность и другие физико-механические свойства магниевых сплавов делают их привлекательными для применения в разных отраслях промышленности, в частности, в автомобильной и аэрокосмической сферах индустрии, для которых отношение прочности и веса является решающим параметром. Примерами деталей из магниевых сплавов являются корпуса редукторов, картеры двигателя и коробки передач, корпуса масляных насосов, детали сидений, кронштейны, стойки, диски колес, и др.

Однако магниевые сплавы обладают низкой коррозионной стойкостью из-за высокого электроотрицательного потенциала и недостаточных защитных свойств естественной окисной пленки, что ограничивает их широкое применение, состава и структуры сплава. Коррозия магниевых сплавов в атмосферных условиях зависит от влажности воздуха, температуры, со-

держания в атмосфере газов и солей, от длительности пребывания пленки влаги на поверхности и скорости ее испарения. Возросший за последние годы объем научных работ отечественных и зарубежных институтов по изучению коррозионных свойств магниевых сплавов, разработке новых способов защиты от коррозии, а также усовершенствованию технологий получения сплавов, свидетельствует о повышенном интересе к магнию и его сплавам.

Защита магниевых сплавов от коррозии предусматривает комплекс мероприятий, включающий снижение металлических и неметаллических примесей, отсутствие флюсовых включений, нанесение неорганических пленок и лакокрасочных покрытий, металлических покрытий, выбор правильной конструктивной формы и сочетаний контактирующих материалов в изделиях. Основным недостатком неметаллических защитных покрытий можно назвать низкую прочность при воздействии ударных нагрузок. Для повышения коррозионных свойств часто применяется химическая обработка, например, твердое анодирование, хроматный грунт и др. Использование этих методов включает в себя опасные химикаты (хроматы, фториды, тяжелые металлы), что наносит вред окружающей среде, здоровью и безопасности персонала.

Холодное газодинамическое напыление (ХГН) является перспективной, недорогой, экологически безопасной технологией нанесения защитных и восстановительных покрытий. Процесс холодного напыления основан на ускорении металлических частиц порошка сверхзвуковым газовым потоком в сопле Лаваля с последующим соударением о подложку и образованием покрытия. Процесс характеризуется тем, что материал порошка, используемый при напылении, не расплавляется, а, следовательно, уменьшается окисление покрытия, отсутствуют фазовые изменения материала и значительный нагрев подложки. Анализ литературных источников показал большой потенциал применения данной технологии при напылении алюминиевых покрытий для защиты от коррозии и ремонте деталей из магниевых сплавов на установках ХГН высокого давления.

В лаборатории ХГН ХАИ (г. Харьков) ведутся работы по нанесению защитных и восстановительных покрытий на детали из магниевых сплавов на установках низкого давления, что позволит существенно продвинуться в области защиты материалов от коррозии и повышению ресурса деталей.

Щерецкий В.А., Затуловский А.С., Щерецкий А.А.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев)

К ВОПРОСУ О СТАБИЛЬНОСТИ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ ЧАСТИЦ ОКСИДОВ И КАРБИДОВ В МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТАХ

rnmpatima@ukr.net

Сегодня развиваются комплексные композиционные материалы. Они, кроме слоистой структуры, содержат композиционный функциональный слой, который продлевает срок использования и повышает способность изделия работать в более тяжелых условиях эксплуатации. Нами изучена устойчивость частиц карбидов и оксидов вольфрама при повышенных температурах, с целью установления возможностей упрочнения медноматричных слоев слоистых композитов наноразмерными частицами, которые имеют развитую поверхность, а следовательно повышенную химическую активность. Для определения устойчивости нанодисперсных порошков в медных расплавах и для разработки режимов консолидации компонентов композита медный сплав – наноразмерные упрочнители, а также с целью выявления твердофазных реакций, в результате которых частицы могут образовывать вторичные соединения с химическими элементами медных сплавов при нагревании и охлаждении, проводили термические (ДСК) исследования образцов в среде воздуха и аргона. В качестве упрочнителей медноматричных сплавов были получены наноразмерные частицы методом электроискрового диспергирования (ЭИД) [1, 2]. В процессе

электрической диспергации металлических проводников (W) в дистиллированной воде получали порошковые смеси, которые в определенных пропорциях состояли из оксидов, гидроксидов и чистых металлов. Более однородным фазовым составом обладают порошки карбидов, полученные в средах углеводородов (гексан, керосин). При использовании гексана фазовый состав частиц порошков более стабилен и менее разнообразен, поэтому гексан является рациональным выбором среды для синтеза ультрадисперсных карбидов. ЭИД в сочетании с гидросепарацией позволил получить частицы оксидов и карбидов, стабильных по составу и размерам (табл. 1).

Таблица 1 – Ультрадисперсные частицы, полученные методом ЭИД

Металл	Фазовый состав	Содержание фаз, масс. %	Дисперсность, нм
Рабочая жидкость дистиллированная вода			
	MoO ₂		
W	W _{3-x} (OH) _x	57	100
	W	40	110
	W ₃ O	3	70
Рабочая жидкость гексан			
W	W _x C _{1-x}	75	40
	W ₂ C _{0.85}	25	20

Распад гидроксида вольфрама в среде аргона (рис. 1), происходит в два этапа и сопровождается резкой потерей массы и поглощением тепла. Первый заканчивается при температуре 123 °С, второй – 183 °С. До 914 °С в общем идентифицировано пять экзотермических пиков (322,4, 506,2, 545,3, 583,6 и 914,7 °С), повторяющиеся в циклах исследований и связанные со структурными перестройками.

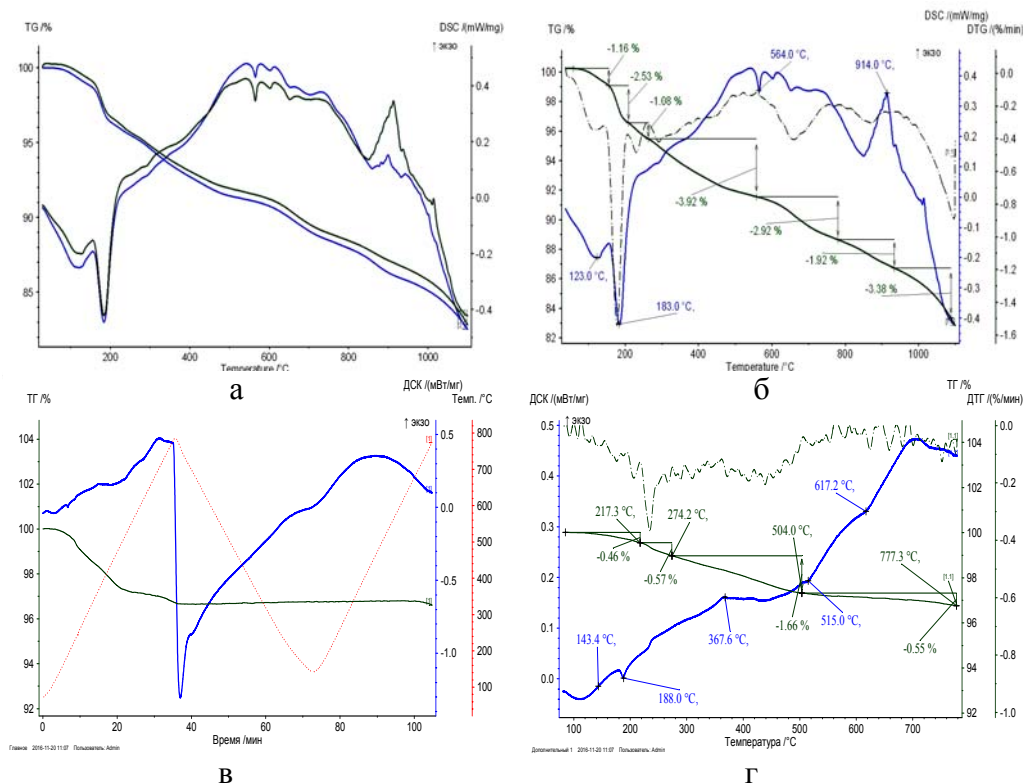


Рис. 1. Термограммы СТА (в аргоне): а, б – частиц оксидов и гидроксидов W; в, г – частиц карбидов W, полученных методом электроискрового диспергирования в гексане

При исследовании наноразмерных порошков карбидов в интервале температур 188...667 °С, зафиксировали изоморфное преобразование слоев гексагонального карбида вольфрама, когда происходит изоморфное преобразование гексагонального карбида вольф-

рама путем произвольной послойной перестройки [3, 4]. При повторных нагревах и дальнейшем охлаждении порошка W, диспергованного в гексане, масса образца остается постоянной и резких изменений на дифференциальной термической кривой не наблюдается, что указывает на стабильность данного порошка в этом интервале температур.

Исследования показали, что частицы наноразмерного карбида более термически стабильны, в сравнении с оксидами, на воздухе и аргоне в интервале температур, при которых возможна консолидация медноматричного композита.

Литература:

1. К.В. Чуистов, А.П. Шпак, А.Е. Перекос. Малые металлические частицы: способы получения, атомная и электронная структура, магнитные свойства и практическое использование // Успехи физики металлов. – 2003. – № 4. – С. 235...269.
2. А.С. Затуловський, В.О. Щерецький. Металоматричні композиційні матеріали зміцнені нанорозмірними частинками. Нанорозмірні системи: будова, властивості, технології (НАНСИС-2016): Тези V Наук. конф. / редкол.: А.Г. Наумовець [та ін.]. – Київ, 2016. – С. 88.
3. M. Christensen, G. Wahnström, C. Alibert, S. Lay Quantitative analysis of WC grain shape in sintered WC-Co cemented carbides // Physics Review Letters 2005. – Vol. 94. – P. 066105...066108.
4. F.R.N. Nabarro, Luyckx S., Bartolucci U.V. Waghmare Slip in tungsten monocarbide: I. Some experimental observations. // Materials Science and Engineering: A. – 2008. Vol. 483–484. – P. 139...142.

Яким Р.С.

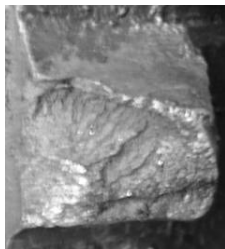
(ДДПУ ім. І.Франка, м. Дрогобич)

ПІДВИЩЕННЯ ДОВГОВІЧНОСТІ ПОРОДОРУЙНІВНОГО СТАЛЕВОГО ОСНАЩЕННЯ ТРИШАРОШКОВИХ БУРОВИХ ДОЛІТ

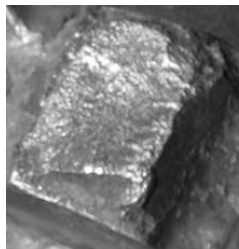
Jakym.r@online.ua

Шарошки бурових доліт виготовляють із високоміцних легованих сталей та піддають зміцненню наплавленням зносостійкими матеріалами, ХТО. Тим не менше, є випадки передчасного руйнування фрезерованих сталевих зубків й втрат працездатності породоруйнівного оснащення шарошок бурових доліт.

Знос, руйнування наплавленого на фрезеровані зубки реліту, а також утворення і розвиток втомних тріщин збільшували інтенсивність повної втрати працездатності долота. У перший момент породоруйнівне оснащення зазнавало незначного абразивного зносу, а домінувальним було втомне руйнування, що характеризувалося викришуванням і сколюванням як фрагментів, так і зубків під основу (рис. 1).



а



б

Рис. 1. Характер крихкого руйнування сталевих зубків шарошок бурових доліт 393,7 М-ГВУ: а – наплавленої вершини зубка; б – посередині зубка

Оскільки зносостійкість фрезерованих зубків, наплавлених ацетиленокисневим полум'ям, у порівнянні з наплавленням за допомогою нагріванням СВЧ, забезпечує вищу якість і міцність зчеплення наплавленого реліту із сталлю шарошки, тому реліт на зубки експериментальних шарошок наносили ацетиленокисневим полум'ям.

Характер руйнування фрезерованого породоруйнівного оснащення шарошок експериментальних доліт показує на першочергове і найбільше зношуван-

ня вершини зміцненого релітом зубка, що призводить до оголення основного матеріалу шарошки. Далі, за рахунок різної зносостійкості найбільший абразивний знос прогресує в напрямку від вершини до основи зубів шарошки, в той час як армовані поверхні зубка сколюються. Однак висока в'язкість сталі серцевини шарошки і фрезерованих зубків зумовлює домінувальне руйнування пластичною деформацією, що сприяє своєрідному самозаточуванню зубків [1]. Зруйновані до основи зубки (рис. 2), на відміну від відколених у базових долотах, мають поверхню, яка не допускає проковзування шарошки по поверхні вибою.

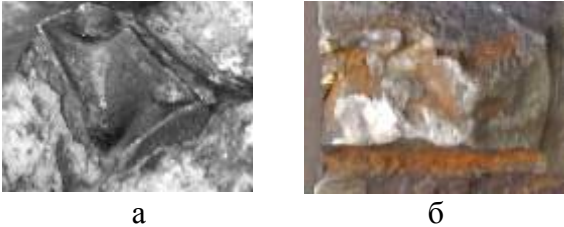


Рис. 2. Характер руйнування сталевих зубків шарошок експериментальних доліт 393,7 М-ГВУ: а – сколювання вершини і абразивний знос та пластична деформація зубка; б – сколювання і пластична деформація під основу зубка

пу ВУ / Є.І. Крижанівський, Р.С. Яким, Л.Є. Шмандровський, Ю.Д. Петрина // Науковий вісник Івано-Франківського національного технічного університету нафти і газу. – 2011. – № 1 (27). – С. 31...38.

Висновок: Для забезпечення довговічності сталевих зубків фрезерованого породоруйнівного оснащення необхідно, щоб сталь шарошки у стані поставки володіла якісними показниками не тільки по чистоті хімічного складу, а й володіла добрими показниками пластичності. Слід жорстко контролювати прогартованість сталі шарошки по перерізу профілю зубів, міцність зчеплення і якість структури наплавленого реліту.

Література:

1. Критерії підвищення довговічності тришарошкових бурових доліт з опорами типу ВУ

Ямшинська Н.В.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

НАВЧАННЯ ІНОЗЕМНОЇ МОВИ ЧЕРЕЗ ЗМІСТ ПРОФЕСІЙНИХ ДИСЦИПЛІН

У нових соціально-економічних умовах професійна підготовка майбутніх спеціалістів передбачає не тільки надання їм ґрунтовних знань у певній галузі виробництва. Сучасний молодий фахівець повинен швидко адаптуватися в мінливих умовах ринку, творчо виявляти активну самостійність у розв'язанні професійних завдань.

Окрім якісної професійної підготовки, знання іноземної мови за умов сучасного бурхливого розвитку економіки та постійного налагодження нових партнерських стосунків, є невід'ємним компонентом конкурентоспроможності фахівця. Саме тому при підготовці студентів вищих навчальних закладів значна увага повинна приділятися врахуванню фахової специфіки при вивченні іноземної мови, її спрямованості на реалізацію завдань, пов'язаних із професійною діяльністю. Сьогодні особливо гостро перед методикою викладання іноземних мов, як наукою, стоїть завдання пошуку оптимальних шляхів досягнення студентами-випускниками достатнього рівня володіння іноземною мовою для професійного спілкування.

Новими вимогами до підготовки фахівців обумовлено актуальність впровадження у методику навчання іноземної мови поняття контекстного навчання (Content-based instruction у термінології американських дослідників та English across the curriculum, CLIL (Content and Language Integrated Learning) – згідно з термінологією, прийнятою у західно-європейських країнах).

Основоположником контекстного методу навчання вважається А.А. Вербицький. На думку вченого, контекстним є таке навчання, в якому мовою науки і за допомогою всієї системи форм, методів і засобів навчання (традиційних та нових) послідовно моделюється предметний і соціальний зміст майбутньої професійної діяльності студентів [2].

Програма навчання іноземній мові має відображати зміст предметів з фахової підготовки для досягнення поставленої мети підготовки висококваліфікованого фахівця. Лише за умови тісної взаємодії викладачів іноземної мови та таких, що викладають фахові дисципліни, студент може опанувати професійну діяльність у її цілісному вигляді, здобуде необхідні знання для вирішення комплексних професійних проблем та завдань.

Актуальність матеріалів за фахом, що вивчаються в ході занять з англійської мови, обговорення професійно значущих питань сприяє мотивації до вивчення як іноземної мови, так і спеціальних дисциплін, підвищенню пізнавальної і професійної мотивації студентів.

Змістовний зв'язок навчальних завдань з іноземної мови з матеріалами дисциплін за фахом забезпечує проблемність змісту навчання з метою розвитку у студентів здатності до самонавчання, самоосвіти. Критично аналізуючи іншомовну інформацію, студенти визначають ступінь її новизни та значення для своєї майбутньої професійної діяльності. Опрацьовуючи іншомовні тексти, аудіо- і відеоматеріали на іноземній мові, вони здійснюють діяльність із пошуку інформації в оригінальних джерелах для підготовки курсових і дипломних проектів.

Подальший розвиток умінь і навичок, які становлять лінгвістичну і мовну компетенцію майбутнього фахівця, можна здійснювати в різних формах роботи студентів з мовними матеріалами: письмові переклади наукової статті, написання рефератів, підготовка доповідей, пов'язаних з науковими проблемами, що вивчаються студентами на заняттях із дисциплін за фахом, і виступу при обговоренні цих проблем, виконання спеціально підготовлених завдань із застосуванням комп'ютерів, що передують роботі з відеофільмами, використання аудіозаписів для поетапного вдосконалення навичок сприйняття професійної мови на слух.

Як відзначають D.M. Brinton, M.A. Snow, M.B. Wesche [1], для навчання через зміст характерні лише ті види навчальної діяльності, які є специфічними саме для того професійного змісту, якому необхідно навчати через використання іноземної мови. А такі професійно орієнтовані види навчальної діяльності, тобто ті, що у певній мірі моделюють фахову діяльність, а не просто спираються на її предметний зміст, можуть бути забезпечені лише через експерієнційно-інтерактивне навчання.

На думку Назаренко О.І., для оптимізації процесу навчання англійської мови професійного спрямування (АМПС) в технічному вузі особлива роль має відводитись чіткому визначенню змісту навчання шляхом міжпредметних координацій та раціонального структурування навчального матеріалу, відбору найбільш доцільних методів, форм та засобів організації навчання, їхньому оптимальному поєднанню і послідовності використання, створенню найсприятливіших умов навчання, диференційованому та індивідуальному підходу до студентів таким чином, щоб вони вивчали мову через зміст фахових дисциплін, що уможлиблює мотивацію студентів, формування у них раціональних дій, дозволяє забезпечити засвоєння навчального матеріалу, розкрити досить повно його сутність, вийти за рамки засвоєної інформації, виключити будь-які перевантаження при використанні потенційних можливостей логічного мислення й пам'яті, сприяє необхідності й доцільності засвоєння матеріалу [3].

Література:

1. Brinton D. M. Content-based second language instruction / D. M. Brinton, M. A. Snow, M. B. Wesche. – New York: Newbury House Publishers, 1989. – 241 p.
2. Вербицький А.А. Компетентностный подход и теория контекстного обучения. – Ц ПКПС. – 2004. – 84 с.
3. Назаренко О.І. Шляхи оптимізації навчання англійської мови для професійного спілкування. Матеріали 8-ї міжнародної науково-практичної конференції Сучасні підходи та інноваційні тенденції у викладанні іноземних мов (ел. ресурс. <http://interconf.fl.kpi.ua/node/1176>)

Ямшинський М.М., Федоров Г.Є.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)
ТЕРМОСТІЙКІСТЬ ХРОМОАЛЮМІНІЄВИХ СТАЛЕЙ

Велике значення для захисту металів від інтенсивного окиснення в умовах високих температур має міцність зчеплення плівки оксидів з поверхнею деталі, невелика різниця коефіцієнтів лінійного розширення оксидів і металу й хімічна стійкість оксиду в агресивному середовищі.

За швидких нагрівань↔охолоджень, внаслідок обмеженої теплопровідності сплаву, в об'ємі деталі виникають нерівномірні температурні поля, які й сприяють накопиченню термічних напружин, оскільки природній тепловій зміні розмірів деталі заважають її сусідні, які мають більше або менше нагріті зони.

Руйнуванню від термічної втоми піддаються всі деталі, які працюють в умовах змінних температур, тому термостійкість металу є однією із основних характеристик, які визначають довговічність жаростійких деталей устаткування, що працює у високотемпературних технологіях (теплоенергетика, металургія, хімічна галузь тощо).

Отже, визначення оптимального хімічного складу жаростійких хромоалюмінієвих сталей для виготовлення виробів з високими окислостійкістю та термостійкістю є завданням досить актуальним. Актуальним залишається питання щодо вивчення механізму та кінетики руйнування сплавів з високим вмістом хрому та алюмінію в умовах змінних високих температур та агресивних середовищ.

Здатність металу утворювати на поверхні захисну оксидну плівку є важливою передумовою забезпечення високої термостійкості. У реальних умовах роботи жаростійкого виробу його термостійкість визначається значною мірою властивостями поверхневого шару металу, який губить свою щільність під час окиснення, а значить і міцність.

Виконаними дослідженнями встановлено, що хром, алюміній і титан справляють суттєвий вплив на пластичні властивості металу, змінюють структуру й фазовий склад хромистої сталі. Зміна хімічного складу призводить до суттєвої зміни механічних та фізичних властивостей, які визначають інтенсивність розвитку пластичної деформації під час термічного навантаження. Для досягнення високої термостійкості хромоалюмінієва сталь має вмістити 25...30% хрому, 1,0...3,0% алюмінію та 0,3...0,6% титану. За менших концентрацій титану внаслідок утворення ним значної кількості оксидних плівок, які залишаються в металі, термостійкість останнього суттєво погіршується.

Відомо, що вуглець справляє негативну дію на експлуатаційні властивості жаростійкої сталі, в тому числі й на термостійкість. Нашими дослідженнями не підтвердився негативний вплив вуглецю на термічну втому в межах його концентрацій 0,1...0,5%. Більш того, у феритній хромистій сталі, яка стабілізована алюмінієм до 3%, вуглець поводить себе як елемент, який підвищує термостійкість, причому це покращання спостерігається за оптимального вмісту вуглецю 0,2...0,4%. Таку поведінку вуглецю можна пояснити тим, що, як показали металографічні дослідження, підвищення його вмісту до 0,4% супроводжується подрібненням зерна (з 200...300 мкм – за 0,05% С до 60...80 мкм – за 0,38% С).

Подрібнення структури металу призводить до збільшення міжзеренної деформаційної спроможності, яка визначає високотемпературну пластичність сплавів, зміцнених твердим розчином. Необхідно відзначити, що сталь, яка має дрібну структуру, механічно зміцнюється, оскільки велика кількість міжфазних меж слугує хорошим розподільником накопичуваних термовтомних дефектів дислокаційного походження та вакансій.

Подрібнення структури та покращання термостійкості хромоалюмінієвої сталі можна досягти додатковим обробленням її рідкісноземельними металами (РЗМ). Встановлено, що оброблення середньовуглецевої хромоалюмінієвої сталі 30Х30Ю2ТЛ 0,15...0,45% РЗМ дійсно сприяє підвищенню високотемпературних міцності та пластичності й термостійкості на 10...12%.

Підвищення цих властивостей відбувається внаслідок сприятливого розподілу карбідів хрому й зміни форми та розташування неметалевих включень внаслідок глибокого рафінування сталі. У сталі без РЗМ карбіди розташовуються межами зерен й утворюють суцільну сітку, а в сталі, яка оброблена РЗМ, частина їх знаходиться на межах зерен, а частина – в об'ємі зерен фериту. Можна припустити, що фактором перерозподілу є зниження розчинності вуглецю у фериті за високих температур. Але, якщо в сталь додавати понад 0,5% РЗМ, її термостійкість знижується. Це пояснюється схильністю зерен фериту сталі до крихкого руйнування внаслідок виокремлення металідів CeFe_2 й CeFe_5 межами зерен, які під час термоцикування розколюються та подрібнюються, при цьому утворюють тріщини межами міжфазових прошарків, через які викришуються цілі блоки.

Отже, з точки зору високотемпературної термічної втоми, хромоалюмінієву сталь доцільно оброблювати 0,15...0,40% РЗМ, перш за все беручи до уваги, що останні суттєво підвищують міцність металу й практично не змінюють його коефіцієнт лінійного розширення.

За результатами роботи можна зробити наступні висновки, що для досягнення високої термостійкості в умовах високих змінних температур хромоалюмінієва сталь має вміщувати 25...30% хрому, 1,0...3,0% алюмінію та 0,3...0,6% титану.

Вуглець за вмісту в хромоалюмінієвій сталі в межах 0,2...0,4% сприяє підвищенню її термостійкості внаслідок подрібнення структури та покращання механічних властивостей за високих температур.

Хромоалюмінієву сталь доцільно додатково обробляти 0,15...0,40% РЗМ не тільки для підвищення її технологічних властивостей, але й для підвищення міцності та термостійкості.

Кірієвський Б.А.¹, Омелько Л.Г.², Христенко В.В.²
(¹ФТІМС НАН України; ²КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)
ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ НА ПРОЦЕС
НАМОРОЖУВАННЯ

До числа прогресивних способів отримання виливків належить лиття на заморожування. Однак широке застосування цього способу лиття стримується відсутністю надійних методів визначення технологічних параметрів процесу. В [1] запропоновано модель, яка дозволяє розрахувати температурне поле системи кристалізатор – заморожений шар – розплав у будь-який момент часу, а також встановити залежність товщини замороженого шару від часу. Розрахунок ґрунтується на розв'язанні рівняння теплопровідності для системи кристалізатор – заморожений шар – розплав з урахуванням теплових ефектів, які супроводжують нагрівання кристалізатора та охолодження основного металу.

Як приклад встановлено вплив технологічних та геометричних параметрів на процес на заморожування свинцю на алюмінієвий кристалізатор (рис. 1...3).

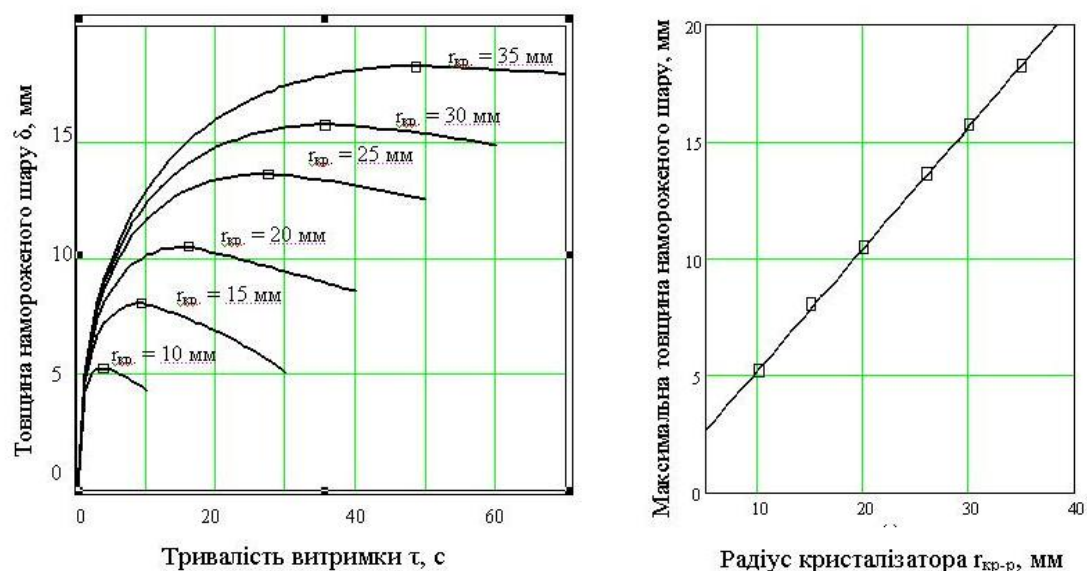


Рис. 1. Вплив розміру кристалізатора на процес наможування (при постійному співвідношенні радіусів кристалізатора ($r_{кр}$) і ванни розплаву (r_v), $r_{кр}: r_v = 1:3$, перегрівання розплаву $\Delta t = 60^\circ\text{C}$); $\square$ – максимальна товщина наможеного шару δ_{max}

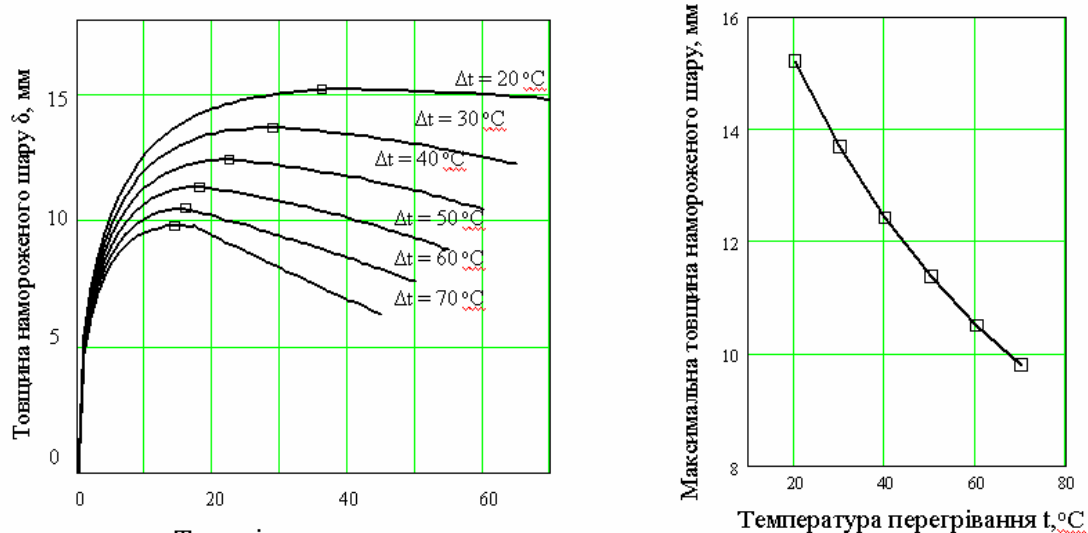


Рис. 2. Вплив перегрівання Δt на процес наможування ($r_{кр} = 20$ мм, $r_v = 60$ мм)

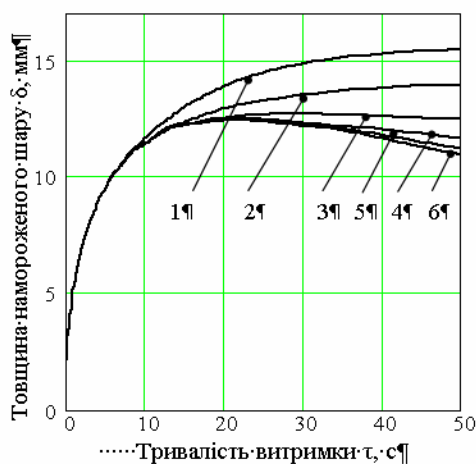


Рис. 3. Вплив розміру ванни розплаву на процес наможування при різних співвідношеннях радіуса кристалізатора і ванни розплаву $r_{кр}:r_v$ 1 – 1:2; 2 – 1:2,25; 3 – 1:2,5; 4 – 1:2,75; 5 – 1:3; 6 – 1:4, 1:5 ($r_{кр} = 20$ мм, перегрівання розплаву $\Delta t = 40^\circ\text{C}$)

Література:

1. Кириевский Б.А., Омелько Л.Г. Моделирование процесса наможаивания расплава на внешнюю поверхность цилиндрического кристаллизатора // Процессы литья. – 2014. – № 5. – С. 10...15.

Скрипник А.І., Федоров Г.Є.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ДО ПИТАННЯ РОЗРОБЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЙ ВИГОТОВЛЕННЯ ВИЛИВКІВ ІЗ ДИФЕРЕНЦІЙОВАНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ ПОВЕРХНІ

nasty.ness@bigmir.net

Для досягнення високої поверхневої міцності та зносостійкості литих деталей в машинобудуванні перспективними можуть бути способи виробництва виливків із нелегованих сплавів на основі заліза з поверхневим композиційним або легованим шаром, який утворюється під час формування виливка в ливарній формі, виготовлення біметалевих виливків внутрішньоформовим модифікуванням або легуванням і суспензійним розливанням сплавів.

Найперспективнішими легувальними елементами, які сприяють підвищенню зносостійкості сплавів на основі заліза є хром, марганець, титан і бор, а жаростійкості – хром, алюміній, кремній, титан, РЗМ.

У випадку, коли для легувального покриття ливарної форми або стрижня використовують компоненти, температури плавлення яких нижчі за температуру основного металу, що заливають у форму, то процес легування здійснюється внаслідок розплавлення покриття або проникнення основного металу в пори легувального покриття з подальшим його розплавленням. Ефективність цього процесу залежить від різниці температур перегрівання рідкого металу та плавлення покриття. Як основу металу виливка доцільно використовувати середньовуглецеві ливарні сталі.

Аналізом літератури щодо процесів поверхневого легування встановлено, що для одержання виливка з диференційованими властивостями поверхні доцільно використовувати не чисті метали (особливо коли температура їх плавлення значно перевищує температуру плавлення вуглецевої сталі), а їх лігатури або феросплави. Для зносостійкого легування можуть бути перспективними лігатури, до складу яких входять хром, марганець, титан, бор та інші карбідоутворювальні недорогі та недефіцитні елементи.

Практичний інтерес представляють дослідження властивостей легованого шару в зв'язку з тим, що механізми утворення легованого шару дещо відрізняються залежно від товщини легувального покриття та гранулометричного складу його компонентів. Різні пояснення причин, що призводять до виникнення дефектів у поверхневому легованому шарі, вказують на необхідність досконалого вивчення умов їх утворення та пошуку заходів для їх попередження.

Попередньо вивчено вплив товщини легувального покриття, наповнювачем якого був високовуглецевий феромарганець ФМН78, на твердість легованого шару з використанням фракції 0315. Така фракція вибрана з тих міркувань, що під час її використання здійснюються одночасно процеси розплавлення та розчинення компонентів покриття після просочування його рідким металом, а також дифузійні процеси, які сприяють рівномірному розосередженню легувальних елементів в об'ємі легувального шару та перехідної зони. Встановлено, що така технологія дає можливість одержати легований шар товщиною 8...10 мм.

Для вивчення процесів жаростійкого поверхневого легування відповідно до умов експлуатації жаростійких деталей теплових електростанцій (насадок пальників котлоагрегатів, газових пальників тощо) та з урахуванням впливу легувальних елементів на жаростійкість виробів досліджено алюмінієвий порошок та високовуглецевий ферохром марок ФХ650А і ФХ800, який має порівняно низьку температуру плавлення. Аналізом результатів дослідження встановлено, що такі наповнювачі легувального покриття можуть бути використані в технологіях поверхневого легування литих заготовок.

Висновок: товщину легувального покриття та його гранулометричний склад для технологій поверхневого легування необхідно вибирати залежно від необхідної товщини легованого шару, можливості перегрівання металу основи та підігрівання форм і стрижнів перед їх заливанням.

Іващенко В.В., Сиропоршнєв Л.М.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ВПЛИВ КОМПОНЕНТІВ ТА РЕЖИМІВ ВИРОБНИЦТВА НА МІЦНІСТЬ СТРИЖНЕВОЇ СУМІШІ НА ОСНОВІ СПУЧЕНОГО ПЕРЛІТУ ДЛЯ КОМБІНОВАНИХ ПІНОПОЛІСТИРОЛОВИХ МОДЕЛЕЙ

При виробництві виливків зі складними внутрішніми порожнинами не вдається отримати бездефектну внутрішню порожнину із-за складності ущільнення сухого наповнювача, тому необхідно використовувати комбіновані газифіковані моделі.

Враховуючи малу конструкційну міцність пінополістиролу, виникає необхідність в розробленні стрижневих сумішей з використанням вогнетривких наповнювачів низької щільності. Для виготовлення стрижневих сумішей при виробництві якісних комбінованих пінополістиролових моделей найбільш придатним слід вважати спучений перліт, так як він володіє низькою щільністю та достатньою вогнетривкістю.

Дослідження проводилось із використанням стандартних зразків «вісімки» з робочим перерізом 25*25 мм.

Як вогнетривкий наповнювач використовувався спучений перліт марки ПВП (ГОСТ 10832-91). Як зв'язувальний компонент використовували смолу СФП-011Л (ГОСТ 13507-68), а як розчинник – метилацетат (ТУ 2435-063-2001).

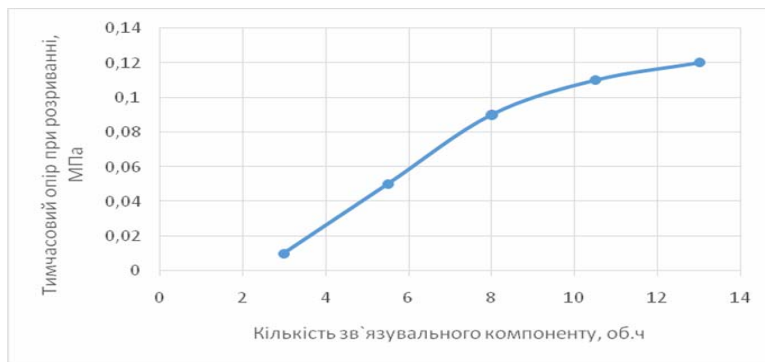


Рис. 1. Залежність тимчасового опору при розриванні від кількості зв'язувального компонента

ксимуму при 13 об. ч. смоли. Це пояснюється тим, що зерна наповнювача більше обволочуються смолою, що призводить до збільшення поверхні з'єднання зерен і як результат спостерігається збільшення міцності.

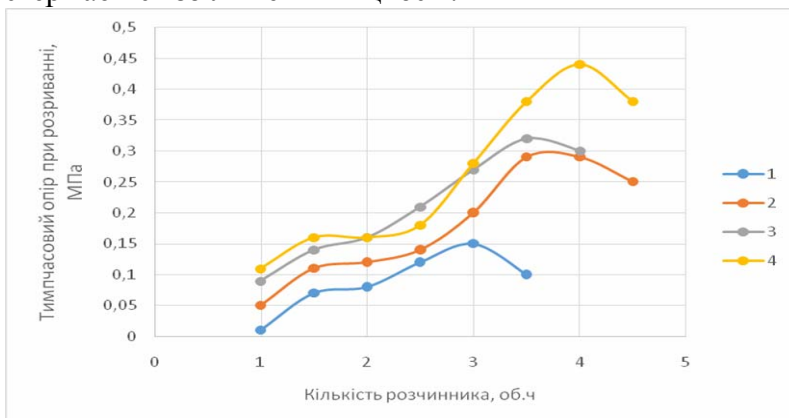


Рис. 2. Залежність тимчасового опору при розриванні від кількості розчинника: 1 – суміш із вмістом СФП-011Л – 3 об. ч., 2 – суміш із вмістом СФП-011Л – 5,5 об. ч., 3 – суміш із вмістом СФП-011Л – 8 об. ч., 4 – суміш із вмістом СФП-011Л – 10,5 об. ч.

Спікання стрижнів відбувалось у муфельній печі МП-2. Міцність стрижнів при розриванні визначали на розривній машині РП-100.

Дослідження впливу зв'язувального компонента на міцність стрижнів представлено на рис. 1. Було встановлено, що при збільшенні кількості смоли міцність збільшується і досягає свого ма-

Дослідження впливу кількості розчинника на міцність стрижнів представлено на рис. 2.

З'ясовано, що збільшення кількості розчинника призводить до збільшення міцності а також, що для кожної кількості смоли є своя оптимальна кількість розчинника, при якій суміш має найбільшу міцність. Так для суміші із 3 об. ч. смоли та при 3 об. ч. розчинника міцність складає 0,15 МПа, а для суміші із 10,5 об. ч. смоли та при 4 об. ч. розчинника

вона складає 0,44 МПа. Це пояснюється тим, що смола краще розчиняється, що в свою чергу призводить до кращого обволочування зерен і, як наслідок, збільшення міцності.

Для пошуку оптимальної температури спікання було проведено дослідження її впливу на міцність стрижневої суміші. Результати представлено на рис. 3.

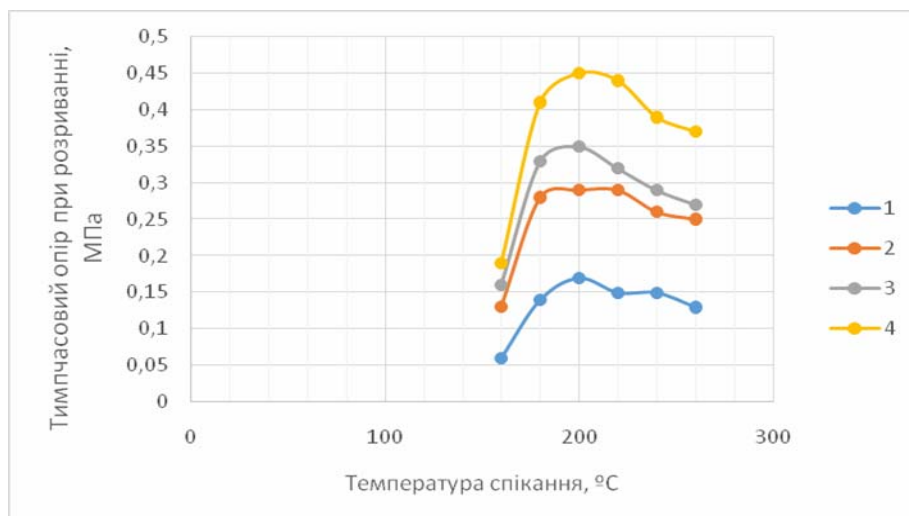


Рис. 3. Залежність тимчасового опору при розриванні від температури спікання стрижнів: 1 – суміш із вмістом СФП-011Л – 3 об. ч, 2 – суміш із вмістом СФП-011Л – 5,5 об. ч, 3 – суміш із вмістом СФП-011Л – 8 об. ч, 4 – суміш із вмістом СФП-011Л – 10,5 об. ч.

Підвищення температури до 200 °C призводить до різкого збільшення міцності, проте наступне підвищення зменшує її. Це пояснюється тим, що до 200 °C смола краще розплавляється, а при температурі понад 200 °C починається процес термодеструкції зв'язувального компонента, що призводить до зниження міцності.

Так як спостерігалась термодеструкція смоли під час спікання стрижневої суміші, стало необхідно визначити оптимальний час знаходження зразків у печі за температури 200 °C. Результати даного дослідження представлено на рис. 4.

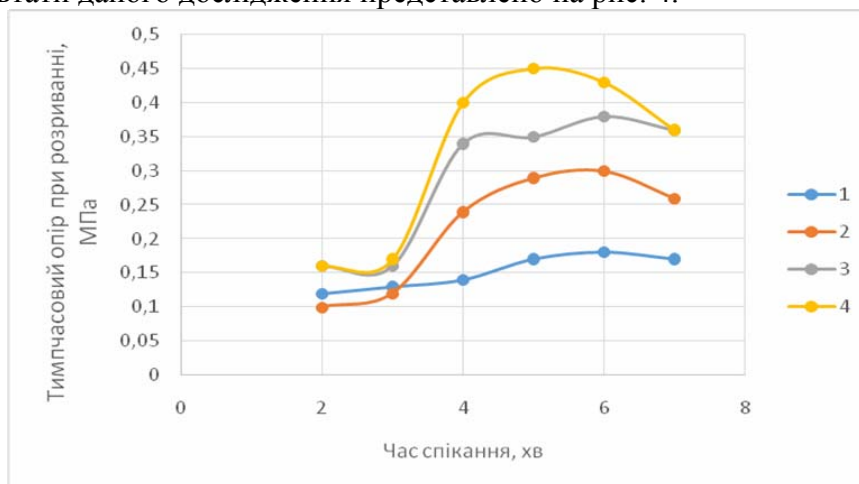


Рис. 4. Залежність тимчасового опору при розриванні від часу спікання стрижнів: 1 – суміш із вмістом СФП-011Л – 3 об. ч., 2 – суміш із вмістом СФП-011Л – 5,5 об. ч., 3 – суміш із вмістом СФП-011Л – 8 об. ч., 4 – суміш із вмістом СФП-011Л – 10,5 об. ч.

Як і очкувалось, збільшення часу спікання призводить до зростання міцності, проте під час тривалого знаходження зразків у печі міцність зменшується, що пояснюється термодеструкцією смоли. Оптимальний час витримки стрижнів складає 5...6 хв.

Враховуючи специфіку виготовлення комбінованих пінополістиролових моделей, необхідно дослідити вплив часу парочасового оброблення на міцність стрижневої суміші, результати якого представлено на рис. 5.

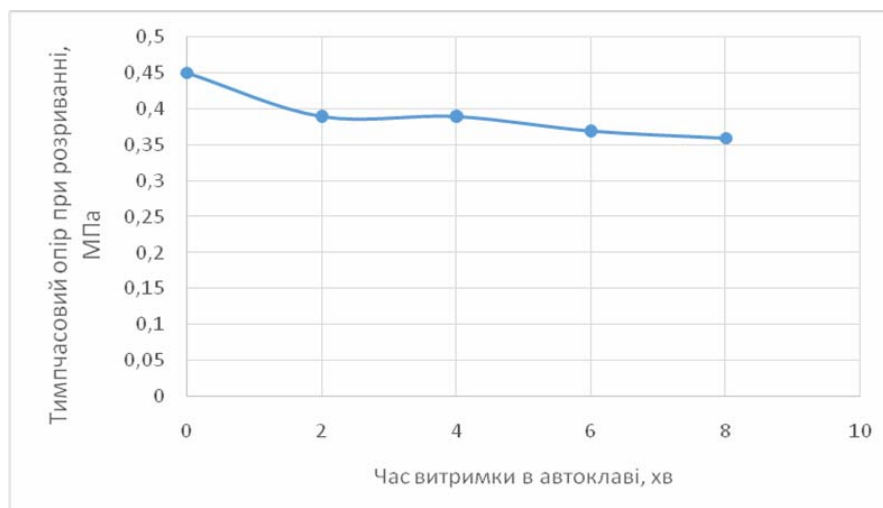


Рис. 5. Вплив часу оброблення перегрітою парою на тимчасовий опір при розриванні

Оброблення пересиченою парою призводить до знеміцнення стрижнів. Так при 8 хв оброблення стрижнів перегрітою парою міцність зменшується з 0,45 МПа до 0,36 МПа. Це пояснюється вологонасиченням стрижнів (рис. 6).

Контакт стрижневої суміші із перегрітою парою веде до насичення їх вологою. Так при 6...8 хв оброблення зразків «вісімок» кількість води у них складає 0,8...0,9%.

Таким чином, було знайдено оптимальний склад та режим виробництва стрижнів на основі спученого перліту для комбінованих пінополістиролових моделей, а саме 100% спученого перліту, 10,5 об. ч. СФП-011Л, 4 об. ч. метилацетату, спікання протягом 5 хв при температурі 200 °С та витримка в автоклаві протягом 8 хв. Дана суміш придатна для виробництва стрижнів для комбінованих пінополістиролових моделей.

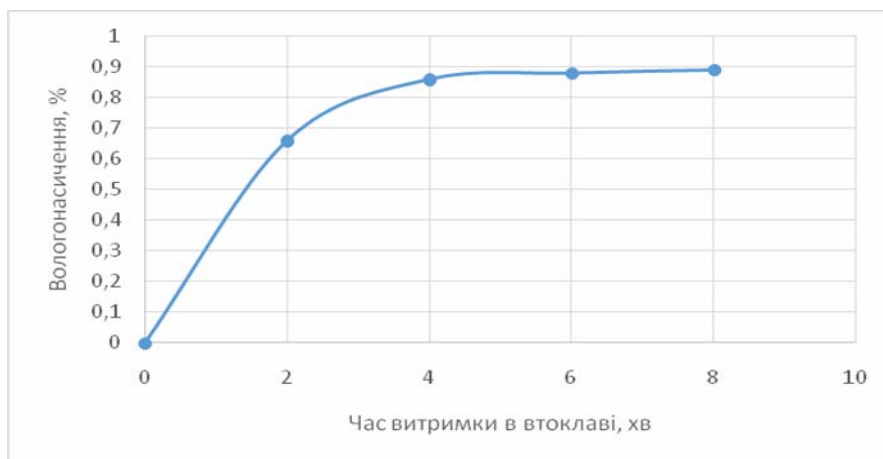


Рис. 6. Вплив часу оброблення перегрітою парою на вологонасичення стрижневої суміші

Тишко О.Ю.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ДОСВІД ЗАСТОСУВАННЯ СУЧАСНИХ СИСТЕМ В НЕРУЙНІВНОМУ КОНТРОЛІ
ТРУБ ПОВЕРХОНЬ НАГРІВУ ЕНЕРГЕТИЧНИХ КОТЛІВ

E-mail: htcnev312@gmail.com

Підвищення надійності функціонування котлотурбінного обладнання ТЕЦ і АЕС вимагає розробки і впровадження оперативних діагностичних систем, що дозволяють виробляти експрес оцінку поточного стану металу, визначати його залишковий ресурс з урахуванням умов і термінів експлуатації.

У зв'язку з природним старінням обладнання і практичним вичерпанням ресурсних характеристик металу котлів гостро стоїть проблема зниження аварійності теплових агрегатів через розриву металу трубних поверхонь нагріву.

Поряд з традиційними (рентгенівськими та ультразвуковими) методами, використовуваними для контролю якості стиків зварних з'єднань і визначення товщини стін труб і резервуарів, в даний час, починає застосовуватися високопродуктивний метод контролю, заснований на реєстрації низькочастотних електромагнітних полів. Аналіз аварійності блокових котельних агрегатів в результаті пошкодження трубних поверхонь на електростанціях ВАТ «Донбасенерго» за 2001 рік (в експлуатації знаходилося 28 енергоблоків на 5 електростанціях) показав, що число аварійних зупинок через пошкодження металу і зварних з'єднань труб поверхонь нагріву склало 121 з агрегатів різної потужності (200 МВт - 83 аварії, 300 МВт - 13 і 800 МВт - 25).

У зв'язку з цим піднімається питання про підбір системи неруйнівного контролю трубних поверхонь підвищеної продуктивності, що дозволяє виробляти не тільки локальну оцінку стану металу труб нагріву, але і суцільну [1, 2].

З наявних на ринку пропозицій такої апаратури були розглянуті комплекси неруйнівного контролю фірми «Политест» (Росія) і «TesTex» (США). Апаратура фірми «Политест» дозволяє здійснювати оцінку стану внутрішніх поверхонь трубних систем ендоскопічним методом. Ця апаратура широко застосовується для контролю трубних систем теплообмінних апаратів російських АЕС. На Україні вона застосована Концерном «Стирол». Експлуатаційна оцінка можливості системи, за відгуками фахівців, досить висока. Але з урахуванням конструктивних особливостей енергетичних котлів та підвищення продуктивності було прийнято рішення про придбання системи неруйнівного контролю TS-2000 фірми «TesTex»

Особливістю даної системи є можливість сканування трубних систем із зовнішньої твірної кожної труби без ретельної підготовки поверхні. При цьому швидкість сканування складає 3-5 м / хв з можливістю оцінки стану внутрішньої поверхні труби на глибину до 19 мм по колу до 1800 мм. Система складається з сканера (профільованого під необхідний діаметр труби), електронного блоку, що організує роботу системи і комп'ютера, що організує збір, уявлення, обробку, зберігання і тиражування інформації на магнітних і паперових носіях.

В процесі освоєння роботи з програмним забезпеченням і лабораторних робіт з використанням контрольних зразків уточнювалася оптимальна швидкість переміщення датчика, методика роботи з датчиком для контролю гнутих ділянок труб.

Для уточнення методики виявлення дефектів різного характеру і розмірів виготовлені контрольні зразки з свердліннями діаметрами 2, 3, 4 мм, глибиною 30%, 50%, 70% від товщини стінки труб.

Досить цікаві результати були отримані за допомогою системи TS-2000 при розробці методики контролю стану металу труб вихідної ступені вторинного пароперегрівача блока №11 Старобешівської ТЕС. Вихідна щабель вторинного пароперегрівача котлоагрегатів ТП-100 Старобешівської ТЕС виготовлена з труб 38×3,5 мм, сталь 12X18H12T. В процесі експлуатації аустенітні стали зазнають структурні зміни,

які впливають на надійність. Через тривалий вплив високих температур може відбуватися подрібнення зерна. Згідно ТУ 14-3-460-75 регламентуюча величина зерна повинна бути в межах 3-7 балів.

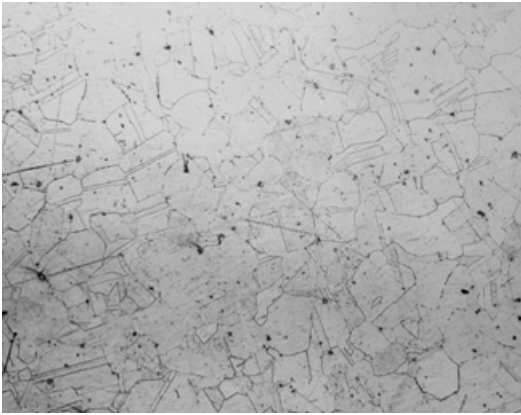


Рисунок 1 – Структура в початково-му стані: величина зерна – 3-5 бал

Вплив часу і температури (600-700°C) сприяє виділенню по межах зерен карбідів типу Cr_{23}C_6 або Me_7C_3 . В результаті прикордонні зони збіднюється хромом. Поряд з виділенням карбідів відбувається утворення інтерметалевих з'єднань - σ -фази (рис. 1).

Результатом такої дестабілізації структури може бути МКК, як на внутрішній поверхні на глибину 2-4 зерен, так і на зовнішній поверхні або крихке механічне пошкодження деградованої сталі. Досліди проводилися на трубах вихідний ступені вторинного

пароперегрівача блока №11 Старобешівської ТЕС, який відпрацював близько 240 тис. годин. Для налагодження режимів роботи системи TS-2000 підготовлені зразки труб зі структурою в початковому стані, і після напрацювання 240 тис. годин (рис. 2).

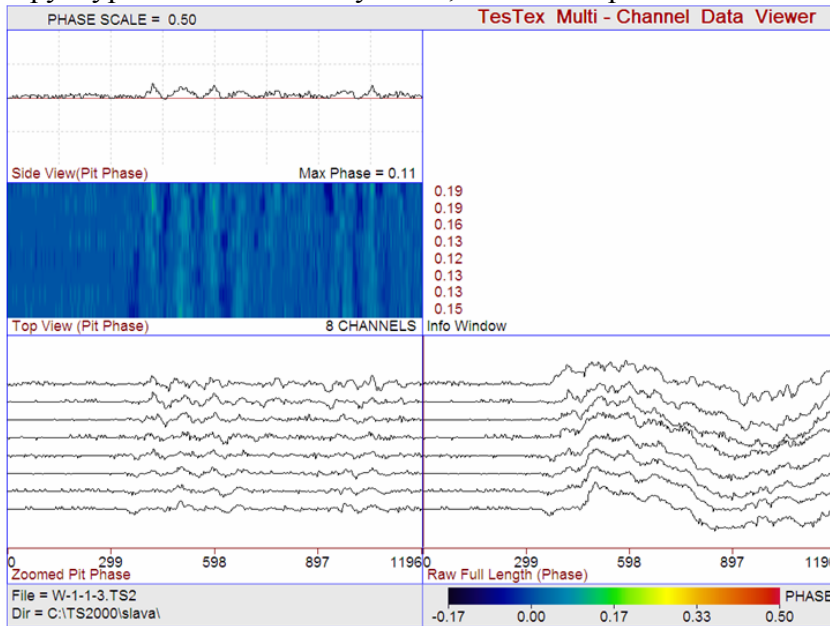


Рисунок 2 – Вид сигналів на екрані TS2000

У процесі проведеної роботи підтверджена можливість використання системи TS-2000 для визначення дефектів поверхонь нагріву котлових агрегатів. Як показав досвід практичної роботи, з метою виключення можливих помилок в оцінці якості труб необхідна попередня очистка поверхні труб від великих часток шлаку, які викликають різкий відрив датчика від поверхні труби, і веде до появи хибних сигналів.

Література:

1. Надежность теплоэнергетического оборудования ТЭС и АЭС / Под ред. А.И. Андрющенко. – М., 1991. – 303 с.
2. Сапрыкин Г.С. Надежность оборудования тепловых электростанций. – Саратов, 1972. – 121 с.

Верховлюк А.М., Сергієнко Р.А., Поліно В.П.

(КПІ імені Ігоря Сікорського, м. Київ)

Наноструктурні модифікатори для залізвуглецевих сплавів

E-mail: polino.v@meta.ua

Підвищений інтерес до наноматеріалів пов'язаний з перспективами створення нових, унікальних матеріалів за своїми властивостями які не будуть поступатись аналогам, а можуть бути навіть кращими за своїми фізико-механічними показниками. На даний час існуючі методики не дозволяють отримувати об'ємні наноструктурні зразки, але поєднання нано- і макроструктурних матеріалів є перспективним зокрема при створенні композиційних матеріалів.

Наночастинки складаються із різних хімічних тугоплавких сполук – нітридів, карбідів, оксидів, карбонітридів і таке інше. Вплив нанопорошків тугоплавких хімічних сполук на механічні властивості металевих виробів пояснюється тим що, нанорозмірні частинки є центрами кристалізації, і сплав набуває дрібнозернисту будову. Крім того, тугоплавкі наночастинки перешкоджають руху дислокацій в кристалічній решітці металів і підвищують зусилля, яке необхідне для розвитку пластичної деформації. Невеликі масові частки порошкових нанодобавок, збільшують міцності металів при збереженні їх пластичності.

Аналізуючи літературу ми побачили, що в ряді робіт відзначають позитивний вплив наночастинок на структуру і властивості різних сплавів. Також ознайомились, що при наномодифікуванні металеві вироби набувають поліпшених технологічних та фізико-механічних властивостей.

Структура і властивості металевих наночастинок в значній мірі визначаються методом їх виробництва. Умовно їх можна поділити на хімічні, фізичні, та фізико-хімічні. Серед хімічних методів найбільше використання отримали золь-гель метод, синтез наноструктур у нанореакторах, метод розчинення, хімічне осадження з парової фази та рідких розчинів, хімічне осадження та відновлення солей, термічне розкладання (піроліз). Серед фізичних методів отримання нанооб'єктів найчастіше застосовують механічне розмелювання, гартування з рідкого стану, інтенсивну пластичну деформацію, випаровування та конденсацію, іонно-плазмовий та вибуховий синтез і електроіскрове диспергування. Серед фізико-хімічних методів найбільше поширення отримали плазмохімічний синтез і його різновиди.

Наприкладі вуглецевих нанокансул з ядрами карбідів заліза показано механізм формування вуглецевих нанокансул. Оптичний емісійний спектр плазмового розряду в середовищі етилового спирту використовувався для встановлення механізму формування вуглецевих нанокансул. Схематично механізм формування вуглецевих нанокансул з ядрами карбідів заліза можна пояснити таким чином – атоми заліза Fe I і вуглецеві радикали C_2 реагують один з одним і утворюється рідкий залізвуглецевий сплав при одночасному випаровуванні залізного електрода-анода і розкладанні молекул етилового спирту в гарячій зоні плазмового розряду (рис. 11). Пересичений вуглецем рідкий сплав починає тверднути при гартуванні в етиловому спирті на відстані від гарячої зони плазмового розряду. Під час гартування сплаву виділяється надлишковий вуглець, поки композиція не досягає стехіометричного складу карбідів Fe_3C , $\chi-Fe_{2,5}C$. Таким чином, графітові шари формуються на поверхні ядер карбідів заліза. Але деякі ядра карбідів заліза, особливо маленькі за розміром, залишаються в аморфному стані завдяки швидкому охолодженню в органічній рідині, не встигаючи сформуватися в карбіди стехіометричного складу.

Таким чином, виходячи з результатів досліджень структури синтезованих вихідних наночастинок карбідів металів в графітових оболонках та вуглецевих нанокансул з ядрами чистих металів після відпалювання можна припустити, що

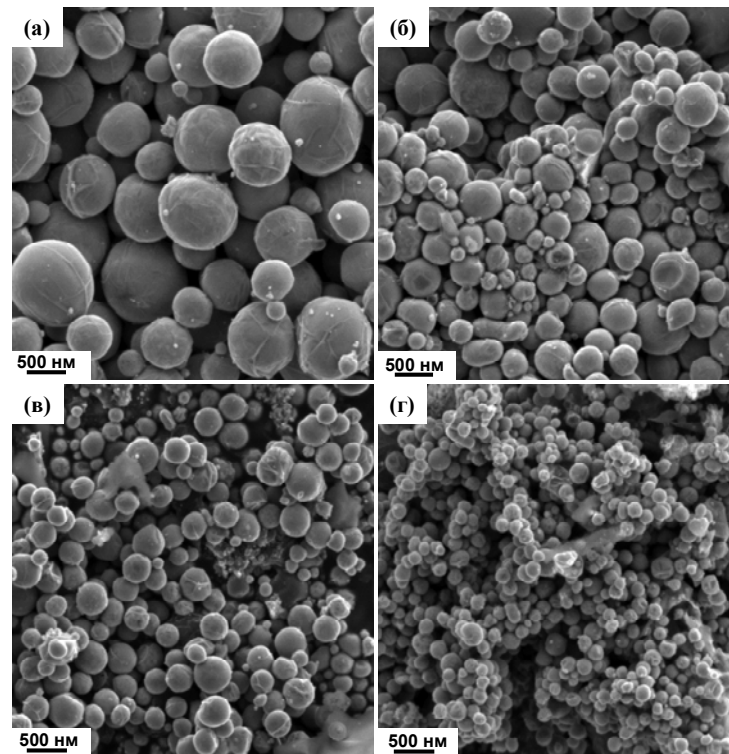


Рисунок 1 - Мікрофотографії наночастинок карбідів заліза, поверхня яких вкрита вуглецевими оболонками. Частинки були розділені за розмірами за допомогою центрифугування з різними швидкостями обертання. (а) – 1000 об/хв; (б) – 2000 об/хв; (в) – 3000 об/хв; (г) – 4000 об/хв.

синтезовані наночастинок можуть слугувати наномодифікаторами ливарних сплавів, якщо параметр кристалічної решітки модифікатора наближається до параметра кристалічної решітки твердого розчину сплаву, який модифікується.