

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ

НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ УКРАЇНИ „КПІ”

ІНЖЕНЕРНО-ФІЗИЧНИЙ ФАКУЛЬТЕТ



**НОВІ МАТЕРІАЛИ І ТЕХНОЛОГІЇ
В МАШИНОБУДУВАННІ**

МАТЕРІАЛИ

VII Міжнародної науково-технічної конференції

**Конференція присвячена 90-річчю
кафедри ливарного виробництва
чорних і кольорових металів НТУУ «КПІ»**

Україна, Київ

2015

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ

НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ УКРАЇНИ „КПІ”

ІНЖЕНЕРНО-ФІЗИЧНИЙ ФАКУЛЬТЕТ



**НОВІ МАТЕРІАЛИ І ТЕХНОЛОГІЇ
В МАШИНОБУДУВАННІ**

МАТЕРІАЛИ

VII Міжнародної науково-технічної конференції

**Конференція присвячена 90-річчю
кафедри ливарного виробництва
чорних і кольорових металів НТУУ «КПІ»**

Україна, Київ

2015

УДК 621.74-027.31(082)

ББК 34.61я43

Н73

Рекомендовано до друку вченою радою ІФФ НТУУ „КПІ”

Протокол № 04/15 від 27.04.2015 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.

Нові матеріали і технології в машинобудуванні: матеріали науково-технічної конференції, 21...22 травня 2015 р., м. Київ / загальна редакція Р.В. Лютий, І.М. Гурія. – Київ: НТУУ «КПІ», 2015. – 161 с.

Відповідальність за інформацію у наданих матеріалах несуть автори.

Технічний редактор: М.М. Ямшинський

Комп'ютерна верстка: Р.С. Оніщук

УДК 621.74-027.31(082)

ББК 34.61я43

© НТУУ «КПІ», ІФФ, 2015

ПРОГРАМНИЙ КОМІТЕТ

Голова – Кочешков А.С., завідувач кафедрою ЛВЧКМ, НТУУ «КПІ»

Шинський О.И., 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. кафедрою 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)

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

(Німеччина)

Ямшинський М.М., к.т.н., доцент – учений секретар

Федоров Г.Є., к.т.н., доцент, кафедра ЛВЧКМ, НТУУ «КПІ»

Сиропоршнев Л.М., к.т.н., доцент, кафедра ЛВЧКМ, НТУУ «КПІ»

Гурія І.М., к.т.н., доцент, кафедра ЛВЧКМ, НТУУ «КПІ»

Могилатенко В.Г., д.т.н., проф., кафедра ЛВЧКМ, НТУУ «КПІ»

Шейко О.І., к.т.н., доцент, кафедра ЛВЧКМ, НТУУ «КПІ»

Косячков В.О., к.т.н., доцент, кафедра ЛВЧКМ, НТУУ «КПІ»

Чайковський О.А., к.т.н., доцент, кафедра ЛВЧКМ, НТУУ «КПІ»

Лютий Р.В., к.т.н., доцент, кафедра ЛВЧКМ, НТУУ «КПІ»

Фесенко М.А., к.т.н., доцент, кафедра ЛВЧКМ, НТУУ «КПІ»

Платонов Є.О., с.н.с., кафедра ЛВЧКМ, НТУУ «КПІ»

Артемьев В.В., кафедра ЛВЧКМ, НТУУ «КПІ»

Радченко К.С., кафедра ЛВЧКМ, НТУУ «КПІ»

Фесенко К.В., кафедра ЛВЧКМ, НТУУ «КПІ»

Кеуш Д.В., кафедра ЛВЧКМ, НТУУ «КПІ»

Тошева О.Ю., кафедра ЛВЧКМ, НТУУ «КПІ»

Лук'яненко І.В., кафедра ЛВЧКМ, НТУУ «КПІ»

ЗМІСТ

<i>Лютый Р.В., Гнатуш В.А., Кочешков А.С., Косячков В.О.</i> <i>КАФЕДРА ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА – ІЗ ІСТОРІЇ В МАЙБУТНЄ.....</i>	<i>15</i>
1. РОЗДІЛ ПЕРСПЕКТИВНІ МАТЕРІАЛИ ТА ТЕХНОЛОГІЇ.....	18
<i>Кніазев V.U.</i> <i>(NTUU “KPI”, Kiev)</i> <i>SIMULATION OF TRANSIENT PROCESSES IN GENERATORS WITH PRICE INDICATORS.....</i>	<i>18</i>
<i>Абдулов А.Р., Приходько О.В., Лапченко А.В.</i> <i>(ДГМА, г. Краматорск)</i> <i>РАЗРАБОТКА ПРОГРАММНЫХ ПРИЛОЖЕНИЙ ДЛЯ АНАЛИЗА ИНДИКАТОРНЫХ</i> <i>ДИАГРАММ ФОРМОВОЧНЫХ МАШИН.....</i>	<i>18</i>
<i>Алексеевко А.С., Иванова Л.Х.</i> <i>(НМетАУ, г. Днепрпетровск)</i> <i>ВЫБОР ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА ИЗГОТОВЛЕНИЯ ЛИТЫХ МЕЛЮЩИХ ТЕЛ.....</i>	<i>19</i>
<i>Афонин С.Ю., Соценко О.В.</i> <i>(НМетАУ, г. Днепрпетровск)</i> <i>КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ЛИТЬЯ ДЕТАЛЕЙ ДЛЯ</i> <i>ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНОГО ТРАНСПОРТА</i>	<i>20</i>
<i>Бачинский Ю.Д., Бубликов В.Б., Бачинский В.Д.¹, Моисеева Н.П.</i> <i>(ФТИМС НАН Украины, ¹НТУУ «КПИ», г. Киев)</i> <i>ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ЧУГУНА НА СКОРОСТЬ ПЛАВЛЕНИЯ ЛИГАТУРЫ ФСМ₂₇.....</i>	<i>21</i>
<i>Бачинський Ю.Д., Бачинський Ю.Д.¹, Бубликов В.Б.¹, Сиропоршинєв Л.М.</i> <i>(НТУУ «КПІ», ¹ФТИМС НАН України, м. Київ)</i> <i>ВПЛИВ МОДИФІКУВАННЯ FeSiMg ЛІГАТУРАМИ З МІДДЮ І ВАНАДІЄМ НА ПАРАМЕТРИ</i> <i>ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ.....</i>	<i>22</i>
<i>Безгинський В.О., Рибак В.М.</i> <i>(НТУУ «КПІ», м. Київ)</i> <i>ОТРИМАННЯ АЛЮМІНІЄВИХ ЗАГОТОВОК ДЛЯ ПОДАЛЬШОЇ ДЕФОРМАЦІЇ</i>	<i>23</i>
<i>Белов Б.Ф., Троцан А.И., Бродецкий И.Л., Иценко А.И., Рябчиков И.В.</i> <i>(ИПМ НАН Украины, г. Кие, НПО «Перспектива», г. Запорожье)</i> <i>ОПТИМИЗАЦИЯ СПЛАВОВ УГЛЕТЕРМИЧЕСКОГО ФЕРРОТИТАНА ДЛЯ КОВШЕВОЙ</i> <i>ОБРАБОТКИ СТАЛИ.....</i>	<i>24</i>
<i>Берчук Д.Н., Овсянников В.А., Зеленая Л.А.</i> <i>(ФТИМС НАН Украины, г. Киев)</i> <i>ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И УСЛОВИЙ ОХЛАЖДЕНИЯ НА СТРУКТУРУ</i> <i>ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА.....</i>	<i>25</i>
<i>Биба Є.Г., Кравченко О.І., Гущик Д.О., Юркова О.І.</i> <i>(НТУУ «КПІ», м. Київ)</i> <i>ХОЛОДНЕ ГАЗОДИНАМІЧНЕ НАПИЛЕННЯ – ЕФЕКТИВНИЙ МЕТОД КОНСОЛІДАЦІЇ</i> <i>ПОРОШКОВИХ КВАЗІКРИСТАЛІЧНИХ Al-Fe-Cr СПЛАВІВ.....</i>	<i>26</i>
<i>Богушевский В.С., Сухенко В.Ю.</i> <i>(НТУУ «КПИ», г. Киев)</i> <i>РЕГУЛИРОВАНИЕ УРОВНЯ МЕТАЛЛА В ПРОМЕЖУТОЧНОМ КОВШЕ.....</i>	<i>27</i>
<i>Богушевский В.С.</i> <i>(НТУУ «КПИ», г. Киев)</i> <i>ИЗМЕРЕНИЕ УРОВНЯ МЕТАЛЛА В КРИСТАЛЛИЗАТОРЕ</i>	<i>30</i>

Бубликов В.Б., Бачинский Ю.Д., Берчук Д.Н. (ФТИМС НАН України, г. Київ) РАЗВИТИЕ МЕТОДОВ УПРАВЛЕНИЯ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕМ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА.....	31
Бурова Д.В., Троцан А.И., Гоманюк В.Д. (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь) ЗАКАЛКА СТРОИТЕЛЬНЫХ СТАЛЕЙ ИЗ МЕЖКРИТИЧЕСКОГО ИНТЕРВАЛА ТЕМПЕРАТУР (МКИТ).....	32
Бурова Д.В., Троцан А.И. (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь) МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 15Г, ТЕРМООБРАБОТАННОЙ С НАГРЕВОМ В МЕЖКРИТИЧЕСКИЙ ИНТЕРВАЛ ТЕМПЕРАТУР (МКИТ)	33
Верховлюк А.М., Надікова Д.М. (ФТИМС НАН України, м. Київ) МІЖФАЗНА ВЗАЄМОДІЯ МІДІ ТА ІЇ СПЛАВІВ З ВОГНЕТРИВКИМИ МАТЕРІАЛАМИ.....	34
Вініченко В.Г., Стрижакова К.В., Хроленко Д.Ф., Могилатенко В.Г. (НТУУ «КПІ», м. Київ) РОЗРОБКА ТЕХНОЛОГІЇ СПІНЮВАННЯ СИЛУМІНУ З ВИКОРИСТАННЯМ ЛІГАТУРИ Al-Si-CaCO₃	35
Вініченко В.Г., Стрижакова К.В., Хроленко Д.Ф., Могилатенко В.Г. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ВИГОТОВЛЕННЯ ЛІГАТУРИ Al-Si-CaCO₃ ЗАМІШУВАННЯМ ЗА ДОПОМОГОЮ ІМПЕЛЕРА.....	36
Волкотруб М.П., Прилуцький М.І., Роздобудько І.В. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ЕЛЕКТРОШЛАКОВА ТЕХНОЛОГІЯ ОТРИМАННЯ ВИЛИВКІВ ЗА ГАЗИФІКОВАНИМИ МОДЕЛЯМ ІЗ ХРОМОНІКЕЛЕВИХ СТАЛЕЙ.....	37
Волошко С.М., Бурмак А.П. (НТУУ «КПІ», г. Київ) УПРОЧНЕНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16 УЛЬТРАЗВУКОВОЙ УДАРНОЙ ОБРАБОТКОЙ В СРЕДЕ ЖИДКОГО АЗОТА.....	40
Волошко С.М., Бурмак А.П. (НТУУ «КПІ», г. Київ) ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ УДАРНОЙ ОБРАБОТКЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16	41
Головенько Я.Б., Богомол Ю.І. (НТУУ «КПІ», м. Київ) МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СПРЯМОВАНО ЗАКРИСТАЛІЗОВАНОГО ЕВТЕКТИЧНОГО СПЛАВУ V₄C – TiV₂ ЛЕГОВАНОГО ЛАНТАНОМ.....	42
Гресс А.В., Исаев О.Б., Чеботарева О.А. (ДГТУ, г. Днепродзержинск, WUST, г. Ухань) ЧИСЛЕННЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ТЕХНОЛОГИИ ВВОДА МАКРОХОЛОДИЛЬНИКОВ В КРИСТАЛЛИЗАТОР СЛЯБОВОЙ МНЛЗ.....	44
Гресс А.В., Стороженко С.А., Стороженко Т.И. (ДГТУ, г. Днепродзержинск) ВЛИЯНИЕ СПОСОБОВ ВНЕПЕЧНОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ НА СТРУКТУРУ СТАЛЬНЫХ ОТЛИВОК.....	45

Гресс А.В., Чеботарева О.А. (ДГТУ, г. Днепропетровск) МЕТОДИКА РАСЧЕТОВ ОПТИМАЛЬНЫХ ТЕМПЕРАТУРНО-СКОРОСТНЫХ РЕЖИМОВ ОХЛАЖДЕНИЯ КРУГЛЫХ СОРТОВЫХ ЗАГОТОВОК В УСЛОВИЯХ МНЛЗ ООО «ДНЕПРОСТАЛЬ»	46
Гусачук Д.А., Парфентьева І.О., Зайчук Н.П. (Луцький НТУ, м. Луцьк) ЗНОСОСТІЙКІ ЛИТІ КОМПОЗИТНІ МАТЕРІАЛИ, ОТРИМАНІ НА ОСНОВІ СІРИХ ЧАВУНІВ	47
Дорошенко В.С., Шинский В.О. (ФТИМС НАН України, г. Киев) ВОЗМОЖНОСТИ СТРУЙНОГО СМЕШИВАНИЯ ПЕСЧАНЫХ СМЕСЕЙ, ТВЕРДЕЮЩИХ В КОНТАКТЕ С ОСНАСТКОЙ	48
Дорошенко В.С., Шинский В.О. (ФТИМС НАН України, г. Киев) ОПТИМИЗАЦИЯ ЛИТЫХ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ И ПРОЦЕССОВ ИХ ПОЛУЧЕНИЯ ПО РАЗОВЫМ МОДЕЛЯМ	49
Дорошенко В.С., Шинский В.О. (ФТИМС НАН України, г. Киев) ДОСТИЖЕНИЕ МАКСИМАЛЬНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК В МОДЕЛЬНО-ФОРМОВОЧНЫХ ПРОЦЕССАХ ПО РАЗОВЫМ МОДЕЛЯМ	50
Дорошенко В.С. (ФТИМС НАН України, г. Киев) СОЗДАНИЕ НАПРАВЛЕННОЙ ПОРИСТОСТИ В РАЗОВЫХ МОДЕЛЯХ	51
Дорошенко В.С. (ФТИМС НАН України, г. Киев) ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МЕТАСТАБИЛЬНОГО СОСТОЯНИЯ ЛЕДЯНЫХ МОДЕЛЕЙ В ПРОЦЕССЕ ПЕСЧАНОЙ ФОРМОВКИ	52
Доценко Ю.В., Селівьорстов В.Ю., Доценко Н.В. (НМетАУ, м. Дніпропетровськ) ПРИМЕНЕНИЕ КОМПЛЕКСНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА РАСПЛАВ СИСТЕМЫ Al-Si С ЦЕЛЬЮ ПОВЫШЕНИЯ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ ОТЛИВОК	54
Єфімов М.О., Єфімова К.О. Дудка О.І.¹, Пулковський В.Ю.¹ (ІПМ НАН України, м. Київ, ¹ НТУУ «КПІ», м. Київ) МОДИФІКУВАННЯ ПОВЕРХНІ АУСТЕНІТНИХ СТАЛЕЙ НАДКОРОТКОІМПУЛЬСНИМ НАНОСЕКУНДНИМ ЛАЗЕРОМ	55
Жижкина Н.А. (ФГБОУ ВПО «Брянский государственный технический университет», г. Брянск) ИССЛЕДОВАНИЕ КОНСТРУКТИВНЫХ ПАРАМЕТРОВ ЦЕНТРОБЕЖНОГО ОБОРУДОВАНИЯ ДЛЯ ЛИТЬЯ МАССИВНЫХ ВАЛКОВ	56
Жук С.В., Капусняк О.О., Бондаренко Є.К., Грабівський К.П. (НТУУ «КПІ», м. Київ) НАНЕСЕННЯ ТЕПЛОЗАХИСНИХ ПОКРИТТІВ МЕТОДОМ СПРЯМОВАНОГО ПАРОВОГО ОСАДЖЕННЯ	57
Затуловский А.С., Каранда Е.А., Лакеев В.А., Щерецкий В.А. (ФТИМС НАН України, г. Киев) ЛИТЫЕ КОМПОЗИТЫ СИСТЕМЫ АЛЮМИНИЕВЫЙ СПЛАВ-СТРУЖКА НА ОСНОВЕ МЕДНОГО СПЛАВА	58
Затуловский А.С., Каранда Е.А. (ФТИМС НАН України, г. Киев) ЦЕНТРОБЕЖНОЕ ЛИТЬЕ ГЕТЕРОФАЗНЫХ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ	59

Затуловский А.С., Щерецкий В.А., Лакеев В.А. (ФТИМС НАН України, г. Киев) СТАБИЛЬНОСТЬ МАТРИЦЫ АК7 ПРИ ЕЁ УПРОЧНЕНИИ ПРОДУКТАМИ РЕЦИКЛИНГА БРОНЗЫ Бр05Ц5С5.....	60
Затуловский А.С., Щерецкий В.А. (ФТИМС НАН України, г. Киев) ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ ЧАСТИЦ КАРБИДОВ С АЛЮМИНИЕВОЙ МАТРИЦЕЙ.....	61
Иванова Л.Х., Колотило Е.В., Калашникова А.Ю., Симоненко В.В. (НМетАУ, г. Днепрпетровск) ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ЧУГУННЫХ ПРОКАТНЫХ ВАЛКОВ.....	62
Ивахненко Е.И., Шаломеев В.А., Ивахненко И.Е. (ЗНТУ, г. Запорожье) ИЗНОСОСТОЙКИЕ СПЛАВЫ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ	63
Иванов В.Г., Парахневич Є.М. (ЗНТУ, м. Запоріжжя) ЗМІНА МОРФОЛОГІЇ ГРАФІТНОЇ ФАЗИ В ЧАВУНАХ ПІСЛЯ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОГО ПЕРЕПЛАВЛЕННЯ.....	64
Иванова О.С., Рибак В.М., Седов М.П., Лисюк Р.О. (НТУУ «КПІ», м. Київ) КОМП'ЮТЕРНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОЇ ТИГЕЛЬНОЇ ПЛАВКИ	65
Иванченко Д.В. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ТЕХНОЛОГИЯ ОТРИМАННЯ СПЛАВУ АК8М3ч З ЦИРКОНІЕМ ТА ХРОМОМ ЗАМІСТЬ БЕРИЛІЮ.....	66
Калюжный П.Б. (ВНУ ім. В. Даля, г. Северодонецк) ВАКУУМИРУЕМАЯ ФОРМА И ЕЕ ВОЗМОЖНОСТИ	66
Карпенко В.М., Карпенко М.И., Хомец У.С. (БГАТУ, г. Минск, ГЛЗ «Центролит», г. Гомель) АНТИФРИКЦИОННЫЕ ЧУГУНЫ И ТЕХНОЛОГИИ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ ДВИГАТЕЛЕЙ.....	67
Кеуш Д.В., Лютий Р.В., Гурія І.М. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ТЕХНОЛОГИЯ СИНТЕЗУ І ВЛАСТИВОСТІ НОВИХ ЗВ'ЯЗУВАЛЬНИХ КОМПОНЕНТІВ ДЛЯ СТРИЖНЕВИХ СУМІШЕЙ	69
Клименко В.А., Шейко О.І., Левіцька Т.О. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ГРАНУЛОМЕТРИЧНОГО СКЛАДУ НАПОВНЮВАЧА НА ТЕХНОЛОГІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ФОРМУВАЛЬНИХ ТА СТРИЖНЕВИХ СУМІШЕЙ	70
Клименко В.А., Шейко О.І. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ВИКОРИСТАННЯ МЕТОДІВ ПРИКЛАДНОЇ СТАТИСТИКИ В ГАЛУЗІ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА ДЛЯ ДОСЛІДЖЕННЯ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ФОРМУВАЛЬНИХ І СТРИЖНЕВИХ СУМІШЕЙ	72
Кобзева А.І., Романьонюк Є.О. (ДДТУ, м. Дніпродзержинськ) УДОСКОНАЛЕННЯ СПОСОБУ МОДИФІКУВАННЯ СТРУКТУРИ ЛИТОГО МЕТАЛУ ШЛЯХОМ ПРОПУСКАННЯ ЕЛЕКТРИЧНОГО СТРУМУ ПЕВНОЇ ЧАСТОТИ, СКВАЖНОСТІ І ЩІЛЬНОСТІ	74

Ковальчук О.Г., Ямишинський М.М (НТУУ «КПІ», м.Київ)	
ВПЛИВ ХРОМУ ТА АЛЮМІНІЮ НА ВЛАСТИВОСТІ ЖАРОСТІЙКОЇ СТАЛІ.....	75
Котляр С.Н. Демчук І.А. (НТУУ «КПІ», м. Київ)	
ОБРАБОТКА СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Si-Cu МОДИФИЦИРУЮЩИМИ И РАФИНИРУЮЩИМИ ДОБАВКАМИ	77
Кошель С.О. (ФТІ НТУУ «КПІ», м.Київ)	
АВТОМАТИЗАЦІЯ ПРОЦЕСУ ОБРОБКИ ДАНИХ ШВИДКІСНОЇ РЕНТГЕНІВСЬКОЇ ЗЙОМКИ.....	78
Кравченко В.П., Кравченко Е.В. (ФТИМС НАН України, МНУЦИТС НАН и МОН України, г. Киев)	
ОПЕРАТИВНИЙ МОНИТОРИНГ ЛИТЕЙНЫХ ПРОЦЕССОВ МЕТОДАМИ ИНДУКТИВНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ	79
Кривда В.І., Шкляренко О.О. (НТУУ «КПІ», м.Київ)	
ЛІГАТУРИ НА АЛЮМІНІЄВІЙ ОСНОВІ ДЛЯ ЧАВУНУ ТА СТАЛІ	80
Кулініч А.А., Горелкін Д.М. (НТУУ «КПІ», м. Київ)	
ВПЛИВ МІКРОЛЕГУВАННЯ ТАНТАЛОМ І ЛІГАТУРОЮ АІСТі НА ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВУ АМ₂10	82
Літвяков О.С., Іванова О.С., Рибак В.М., Лисюк Р.О., Куцик І.Г. (НТУУ «КПІ», м. Київ)	
РОЗРАХУНОК ПАРАМЕТРІВ ШЛАКІВ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОГО ПЕРЕРПЛАВУ	83
Лук'яненко О.Г., Труш В.С. (ФМІ ім. Г.В. Карпенка НАН України, м. Львів)	
ВПЛИВ НАСИЧЕННЯ ЕЛЕМЕНТАМИ ВТІЛЕННЯ ПОВЕРХНЕВОГО ШАРУ НА ОПІР ВТОМІ СПЛАВУ Zr1Nb.....	84
Лук'янець В.В., Федоров Г.Є. (НТУУ «КПІ», м. Київ)	
ПІДВИЩЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЖАРОСТІЙКИХ СТАЛЕЙ ЛЕГУВАННЯМ, МІКРОЛЕГУВАННЯМ І МОДИФІКУВАННЯМ.....	85
Лютій Р.В., Кочешков А.С., Іванкович Є.В., Черниш С.В. (НТУУ «КПІ», м. Київ)	
ГПСО-КРЕМНЕЗЕМИСТІ ФОРМУВАЛЬНІ СУМІШІ З КОМБІНОВАНИМ НАПОВНЮВАЧЕМ ДЛЯ ОТРИМАННЯ ТОЧНИХ ВИЛИВКІВ.....	87
Лютій Р.В., Набока В.О. (НТУУ «КПІ», м. Київ)	
АНАЛІТИЧНИЙ РОЗРАХУНОК ПАРАМЕТРІВ ТЕПЛОВОЇ ВЗАЄМОДІЇ ЛИВАРНИХ ФОРМ І СТРИЖНІВ З ВИЛИВКАМИ	88
Лютій Р.В., Прилуцький М.І. (НТУУ «КПІ», м. Київ)	
ДО ПИТАННЯ ВИБИВАЄМОСТІ СУМІШЕЙ З РІДКИМ СКЛОМ.....	89
Малинов В.Л. (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)	
НАПЛАВКА ПРОВОЛОКОЇ СПЛОШНОГО СЕЧЕННЯ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩЕЙ ПОЛУЧЕНИЕ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА СО СТРУКТУРОЙ МЕТАСТАБИЛЬНОГО АУСТЕНИТА	91

Малинов Л.С., Троцан А.И., Бурова Д.В. (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь) ЭНЕРГОСБЕРЕГАЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ ТЕРМООБРАБОТКИ СТАЛИ 38ХС С НАГРЕВОМ В МЕЖКРИТИЧЕСКИЙ ИНТЕРВАЛ ТЕМПЕРАТУР (МКИТ).....	93
Малинов Л.С. (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь) ПОЛУЧЕНИЕ В МАТЕРИАЛАХ СЛОИСТОЙ СТРУКТУРЫ СПОСОБАМИ ДИФФЕРЕНЦИРОВАННОЙ ОБРАБОТКИ	94
Малинов Л.С. (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь) СОЗДАНИЕ В МАРГАНЦЕВЫХ СТАЛЯХ МАКРОНЕОДНОРОДНОЙ СТРУКТУРЫ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ЛАЗЕРНОЙ И ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ОБРАБОТОК.....	95
Малинов Л.С. (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь) ПОЛУЧЕНИЕ В СПЛАВАХ НАРЯДУ С ДРУГИМИ СТРУКТУРАМИ МЕТАСТАБИЛЬНОГО АУСТЕНИТА ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ СВОЙСТВ	96
Малинов Л.С. (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь) НОВЫЙ КЛАСС ЦЕМЕНТУЕМЫХ СТАЛЕЙ	97
Малинов Л.С., Солідор Н.А., Мілентьєв В.О. (ДВНЗ «ПДТУ», м. Маріуполь) ПІДВИЩЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ СТАЛЕЙ 35ХМЛ І 35ХМФЛ ЗА РАХУНОК ТЕРМООБРОБКИ З НАГРІВАННЯМ В МКІТ	98
Малинов Л.С., Солідор Н.А., Мілентьєв В.О. (ДВНЗ «ПДТУ», м. Маріуполь) ВПЛИВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА ГНУЧКІСТЬ ДРОТУ ЗІ СТАЛІ AISI 201	99
Мамішев В.А. (ФТІМС НАН України, м. Київ) РІЗНОВИДИ ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНОЇ ОБРОБКИ СПЛАВІВ В ЗАЛЕЖНОСТІ ВІД ЇХ ФАЗОВОГО СТАНУ	100
Милонин Е.В., Наумик В.В., Гайдук С.В. (АО «Мотор Сич», ЗНТУ, г. Запорозжє) СИСТЕМА ЛЕГИРОВАНИЯ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ДЛЯ СИЛОВЫХ АГРЕГАТОВ НАЗЕМНЫХ УСТАНОВОК.....	101
Михаленков К.В., Котляр С.Н., Демчук И.А. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ВЛИЯНИЕ ТИТАНА НА ВЕЛИЧИНУ ЗЕРНА АЛЮМИНИЯ	102
Михнян О.В. (ФТІМС НАН України, м. Київ) ТЕРМОДИНАМІЧНА ОЦІНКА СТУПЕНЮ ВЗАЄМОДІЇ РОЗПЛАВУ З КОМПЛЕКСНОМОДИФІКОВАНОЮ КЕРАМІКОЮ	103
Мініцька Н.В. (НТУУ «КПІ», м. Київ) МАГНІТНО-АБРАЗИВНЕ ОБРОБЛЕННЯ ТВЕРДОСПЛАВНОГО РІЗАЛЬНОГО ІНСТРУМЕНТУ.....	104
Муха Д.В., Маймур Я.С., Иванова Л.Х., Жегур А.А. (НМетАУ, м. Дніпропетровськ) РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ЛИТЬЯ ЧУГУННЫХ ПРОКАТНЫХ ВАЛКОВ.....	105
Найдек В.Л., Мельник С.Г., Верховлюк А.М. (ФТІМС НАН України, г. Київ) КЛАСТЕРООБРАЗОВАНИЕ В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ РАСПЛАВАХ.....	106

Найдек В.Л., Мельник С.Г., Курнас В.И.

(ФТИМС НАН України, г. Київ)

РАФИНИРОВАНИЕ СТАЛИ ЖИДКИМИ ШЛАКАМИ 107

Нейма О.В.

(ФТИМС НАН України, м. Київ)

ВИКОРИСТАННЯ ПІНОПОЛІСТИРОЛОВИХ МОДЕЛЕЙ, ЩО РОЗЧИНЮЮТЬСЯ, ЯК СПОСІБ ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ВИЛИВКІВ 109

Нестерук Е.П., Бубликов В.Б., Медведь С.Н.

(ФТИМС НАН України, г. Київ)

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ ВНУТРИФОРМЕННОГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ НА МЕХАНИЗМ И КИНЕТИКУ РАСТВОРЕНИЯ ФЕРРОСИЛИЦИЙ-МАГНИЕВОЙ ЛИГАТУРЫ ФСМг6..... 110

Павлюк Д.В., Павлюк Я.О.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

МЕТОДИКА НЕРУЙНІВНОГО БАГАТОКРАТНОГО ЛАЗЕРНОГО ОПРОМІНЕННЯ ТОНКИХ МЕТАЛЕВИХ ПЛІВОК НА СКЛЯНИЙ ПІДКЛАДЦІ 111

Павлюк Я.О., Павлюк Д.В.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСУ ЛОКАЛЬНОГО РОЗПЛАВЛЕННЯ МЕТАЛУ ДЛЯ ПЕРСПЕКТИВИ ОТРИМАННЯ АМОРФНОГО СТАНУ НА ПОВЕРХНІ 112

Панченко А.Н., Суло Н.В.

(КМИ ДВНЗ «КНУ», г. Кривий Ріг)

ИССЛЕДОВАНИЯ СТОЙКОСТИ КОЛОСНИКОВ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ В УСЛОВИЯХ ОБЖИГА ОКАТЫШЕЙ..... 113

Парусов Э.В., Сагура Л.В.

(ИЧМ НАН України, г. Днепропетровск)

НОВАЯ ЭНЕРГО- И РЕСУРСОБЕРЕГАЮЩАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ПРОИЗВОДСТВА ВЫСОКОПРОЧНЫХ КАНАТОВ 115

Погрелюк І.М.¹, Шейкін С.Є.², Лаврись С.М.¹, Ростоцький І.Ю.², Сергач Д.А.²

(¹ФМІ НАН України, м. Львів; ²ІНМ НАН України, м. Київ)

ПІДВИЩЕННЯ ЗНОСОСТІЙКОСТІ СПЛАВУ ВТ22 КОМБІНОВАНОЮ ОБРОБКОЮ 116

Поляков І.А., Чернега С.М., Букар Ю.О.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

ДИФУЗІЙНІ БОРИДНІ ПОКРИТТЯ, ОТРИМАНІ ПРИ НАКЛАДАННІ ЗОВНІШНЬОГО МАГНІТНОГО ПОЛЯ 117

Порохня С.В.

(ДГМА, г. Краматорск)

УСОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ГИДРОМОНИТОРА ГИДРОКАМЕРЫ ОЧИСТКИ ЛИТЬЯ 119

Радченко К.С., Ямишинський М.М., Федоров Г.Є., Євдокименко В.О.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

ПОМ'ЯКШУВАЛЬНЕ ТЕРМІЧНЕ ОБРОБЛЕННЯ ЗНОСОСТІЙКИХ ХРОМОМАРГАНЦЕВИХ ЧАВУНІВ..... 120

Репета Л.П., Сиропоринєв Л.М.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ФАКТОРІВ НА ВЛАСТИВОСТІ СТРИЖНЕВИХ СУМІШЕЙ НА ОСНОВІ СМОЛИ СФП011Л ТА МЕТИЛАЦЕТАТУ 122

Савуляк В.І., Янченко О.Б., Філіпченко А.В.

(ВНТУ, м. Вінниця)

РЕСУРСОЗБЕРЕЖНА ТЕХНОЛОГІЯ ОТРИМАННЯ ВИСОКОВУГЛЕЦЕВИХ СПЛАВІВ НА ОСНОВІ ЗАЛІЗА ТИПУ ЧАВУНІВ З ДРІБНОЗЕРНИСТИМ КОМПАКТНИМ ГРАФІТОМ..... 123

- Самарай В.П., Глазова М.А., Зайцев Б.В.**
(НТУУ «КПІ», м. Київ)
ВПЛИВ ВІБРОУЩІЛЬНЕННЯ ФОРМУВАЛЬНОЇ СУМІШІ НА ОТРИМАННЯ БЕЗДЕФЕКТНОГО ЛИТТЯ 124
- Самарай Р.В., Богушевський В.С., Самарай В.П.**
(НТУУ «КПІ», м. Київ)
НЕЧІТКА ЛОГІКА КОНТУРА САР «ТЕМПЕРАТУРА СПЛАВУ» ЛПТ 126
- Селівьорстов В.Ю., Доценко Ю.В.**
(НМетАУ, м. Дніпропетровськ)
ГАЗОДИНАМІЧНИЙ ВПЛИВ НА СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ, ЩО ТВЕРДІЄ В МЕТАЛЕВІЙ ФОРМІ 128
- Сліпченко К.В., Вербицька М.Ю., Макогон Ю.М.**
(НТУУ «КПІ», м. Київ)
ФОРМУВАННЯ ФАЗИ $L1_0$ В ПЛІВКАХ СПЛАВУ $Fe_{50}Pt_{50}$ НА ПІДКЛАДИНКАХ $SiO_2/Si(001)$ і Al_2O_3 129
- Соколовська Л.А.**
(ФТІМС НАН України, м. Київ)
ОСОБЛИВОСТІ РОЗРАХУНКУ НЕСТАЦІОНАРНИХ ТЕМПЕРАТУРНИХ ПОЛІВ В СИСТЕМІ ЗЛИВОК-ВИЛИВНИЦЯ 130
- Степанчук А.М., Демиденко О.А., Смик В.**
(НТУУ «КПІ», г. Київ)
СТІЙКІСТЬ ПРИ ГАЗОАБРАЗИВНОМУ ЗНОШУВАННІ КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ НА ОСНОВІ ЗАЛІЗА, ЛЕГОВАНОГО САМОФЛЮСІВНИМИ СПЛАВАМИ..... 131
- Ткачук О.В., Труш В.С., Проскурняк Р.В., Погрелюк І.М.**
(ФМІ ім. Г.В. Карпенка НАН України, м. Львів)
ФОРМУВАННЯ ПОВЕРХНЕВОГО ФУНКЦІОНАЛЬНОГО ШАРУ НА ТИТАНОВОМУ СПЛАВІ МЕДИЧНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ ТЕРМОДИФУЗІЙНИМ НАСИЧЕННЯМ 133
- Тошева О.Ю., Буздиган Є.С., Кочешков А.С., Самарай В.П.**
(НТУУ «КПІ», м. Київ)
МЕТОДИ ВИЗНАЧЕННЯ ШОРСТКОСТІ ПОВЕРХНІ НА ВИЛИВКАХ, ЩО ОТРИМАННІ ПРЕЦИЗІЙНИМ ЛИТТЯМ..... 134
- Тошева О.Ю., Буздиган Є.С., Кочешков А.С.**
(НТУУ «КПІ», м. Київ)
ВПЛИВ ГІПСОВОЇ СУМІШІ НА ЯКІСТЬ ПОВЕРХНІ ВИЛИВКА 135
- Троцан А.И., Каверинский В.В., Бродецкий И.Л.**
(ИПМ НАН Украины, г. Киев)
ВЛИЯНИЕ МОДИФИЦИРОВАНИЯ ДИСПЕРСНЫМ ПОРОШКОМ $TiAl$ НА МОРФОЛОГИЮ ВКЛЮЧЕНИЙ В АЛЮМИНИЕВЫХ ОТЛИВКАХ 137
- Труш В.С., Лук'яненко О.Г.**
(ФМІ ім. Г.В. Карпенка НАН України, м. Львів)
РУЙНУВАННЯ СПЛАВУ ВТ1-0 З МОДИФІКОВАНИМ ЕЛЕМЕНТАМИ ВТІЛЕННЯ ПОВЕРХНЕВИМ ШАРОМ..... 138
- Федоров Н.Н., Гаврилова Е.А., Кочоева Т.М.**
(ДГМА, г. Краматорск)
КОМПЛЕКСНАЯ ОЦЕНКА ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПРОИЗВОДСТВЕННЫХ ПЕСЧАНО-БЕНТОНИТОВЫХ СМЕСЕЙ ДЛЯ ФОРМОВКИ ПО-СЫРОМУ..... 139
- Фесенко К.В., Косячков В.О., Фесенко М.А., Мисюра С.В.**
(НТУУ «КПІ», м. Київ)
ТЕХНОЛОГІЯ ОТРИМАННЯ ВИЛИВКІВ З ДИФЕРЕНЦІЙОВАНИМИ СТРУКТУРОЮ ТА ВЛАСТИВОСТЯМИ МЕТОДОМ ВНУТРІШНЬОФОРМОВОГО МОДИФІКУВАННЯ 140

Фесенко М.А., Косячков В.О., Фесенко А.М.¹, Лук'яненко І.В., Михалевич Д.О. (НТУУ «КПІ», м. Київ, ¹ ДДМА, м. Краматорськ)	
МЕТОД ВИГОТОВЛЕННЯ ДВОШАРОВИХ ЧАВУННИХ ВИЛИВКІВ	142
Хромоногіх О.В., Рибак В.М., Лисюк Р.О., Куцик І.Г. (НТУУ «КПІ», м. Київ)	
ОЦІНЮВАННЯ ЯКОСТІ ДОМЕННОГО КОКСУ.....	143
Чайковський О.А., Олійник С.Г. (НТУУ «КПІ», м. Київ)	
МОРФОЛОГІЯ ВКЛЮЧЕНЬ ГРАФІТУ ПРИ ПЕРЕПЛАВІ ЧАВУНУ З КУЛЯСТИМ ГРАФІТОМ	144
Чайковський О.А., Шимов Є.В. (НТУУ «КПІ», м. Київ)	
ЛЕГУВАННЯ ЧАВУНУ ТУГОПЛАВКИМИ ФЕРОСПЛАВАМИ	145
Чернявський В.В., Юркова О.І. (НТУУ «КПІ», м. Київ)	
ВПЛИВ АІ НА ФАЗОВИЙ СКЛАД І КІНЕТИКУ ПРОЦЕСУ МЕХАНІЧНОГО ЛЕГУВАННЯ ВИСОКОЕНТРОПІЙНИХ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Al_x-Cu-Ni-Fe-Ti	146
Шалевская И.А., Тарасевич Н.И.¹, Токарева О.О.¹ (ВНУ ім. В. Даля, г. Северодонецьк, ¹ ФТИМС НАН України, г. Київ)	
МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ОБРАЗОВАНИЯ ВЫБРОСОВ ВРЕДНЫХ ВЕЩЕСТВ ИЗ ЛИТЕЙНЫХ ПЛАВИЛЬНЫХ ПЕЧЕЙ.....	147
Шаломеев В.А., Цивирко Э.И., Слынько Г.И., Глотка А.А., Морозов Д.А. (ЗНТУ, г. Запорозж'є)	
УПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕМ И СВОЙСТВАМИ ОТЛИВОК ИЗ МАГНИЕВОГО СПЛАВА МЛ5 ДЛЯ АВТОМОБИЛЬНЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ.....	148
Шейко О.І. (НТУУ «КПІ», м. Київ)	
ЗАПОБІГАННЯ УТВОРЕННЯ ПРИГАРУ НА ВИЛИВКАХ, ЯКІ ВИГОТОВЛЯЮТЬСЯ В РАЗОВИХ ПІЩАНИХ ФОРМАХ	149
Шинский В.О., Дорошенко В.С. (ФТИМС НАН України, г. Київ)	
КАСКАДНЫЕ ЛИТНИКОВЫЕ СИСТЕМЫ ПРИ ЛГМ.....	150
Щерецький А.А., Абрамов В.А., Лахненко В.Л., Бакай С.А.¹ (ФТИМС НАН України, г. Київ, ¹ ХФТИ, г. Харків)	
ПОЛУЧЕНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ	152
Шукін С.О.¹, Забелло Є.І.² (¹ НТУУ «КПІ», ² МЦ ІПО НАН України, м. Київ)	
ОСОБЛИВОСТІ ХАРАКТЕРУ РУЙНУВАННЯ МАТЕРІАЛУ ПІД ДІЄЮ ЛАЗЕРНОГО ВИПРОМІНЮВАННЯ В ІМПУЛЬСНОМУ РЕЖИМІ РОБОТИ ЛАЗЕРА	153
Яким Р.С., Петрина Ю.Д.¹, Яким І.С.¹ (ДДПУ ім. І. Франка, м. Дрогобич, ¹ ІФНТУНГ, м. Івано-Франківськ)	
ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ВИГОТОВЛЕННЯ ОПОР ТРИШАРОШКОВИХ БУРОВИХ ДОЛІТ, ПРИЗНАЧЕНИХ ДЛЯ БУРІННЯ ОСОБЛИВО МІЦНИХ ГІРСЬКИХ ПОРІД.....	154
Ямшинський М.М., Федоров Г.Є., Радченко К.С. (НТУУ «КПІ», м. Київ)	
ТЕРМОСТІЙКІСТЬ ХРОМОАЛЮМІНІЄВИХ СТАЛЕЙ	155
Ясинский А.А., Бубликов В.Б., Берчук Д.Н., Зеленая Л.А. (ФТИМС НАН України, г. Київ)	
СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ ОТЛИВОК ИЗ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА ПРИ КОВШОВОМ И ВНУТРИФОРМЕННОМ МОДИФИЦИРОВАНИИ.....	157

2. РОБОТИ СЛУХАЧІВ МАН 158

Бубіс А.О., Федоров Г.Є.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

**ПІДВИЩЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЖАРОСТІЙКИХ СТАЛЕЙ ДЛЯ РОБОТИ В
ЕКСТРЕМАЛЬНИХ УМОВАХ МІКРОЛЕГУВАННЯМ І МОДИФІКУВАННЯМ 158**

Тульчинська М.В., Федоров Г.Є.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

**ПІДВИЩЕННЯ ЗНОСОСТІЙКОСТІ СПЛАВІВ ДЛЯ РОБОТИ В ЕКСТРЕМАЛЬНИХ УМОВАХ
ТЕРМІЧНИМ ОБРОБЛЕННЯМ 159**

Передмова академіка НАН України В.Л. Найдека



Машинобудування – це основа розвитку української економіки. Головною її заготівельною базою є ливарне виробництво. Це окрема галузь, яка суттєво відрізняється від інших і забезпечує деталями та заготовками промислові підприємства, що виробляють усі, без винятку, продовольчі та непродовольчі товари. Сучасні машини містять від 50 до 75 відсотків литих деталей.

Кафедра «Ливарне виробництво чорних і кольорових металів» Національного технічного університету України одна з провідних в нашій країні, яка готує спеціалістів – ливарників. Високий науковий і виробничий потенціал кафедри дозволив їй, незважаючи на певні кризові явища у промисловості, здійснювати підготовку якісних фахівців, відомих як у нашій країні, так і за її межами. Колектив кафедри та її випускники вносять великий вклад у створення, розвиток,

промислове впровадження і супроводження нових наукоємних технологій, які дозволяють одержувати якісні виливки, максимально наближені до готових деталей.

На сьогодні світова спільнота виробляє біля 100 млн. тонн виливків на рік і нарощує виробництво на 20% кожного року. Незважаючи на всі політичні проблеми і стан економіки, ливарники України виробляють 1,2 млн. тонн виливків на рік. За прогнозами Асоціації ливарників України через 5 років буде необхідно виробляти виливків удвічі більше при існуючій потенційній можливості виробничих потужностей – 3 млн. тонн виливків на рік. В Україні кількість ливарних цехів і дільниць перевищує 1450, а 90% з них входить до машинобудівних підприємств.

Відродження національної економіки пов'язано в першу чергу із розвитком і удосконаленням процесів машинобудування і, зокрема, ливарного комплексу, з розробкою нових ливарних матеріалів, новітніх наукоємних технологій. Це потребує висококваліфікованих спеціалістів. На сьогодні в різних регіонах України діють 11 кафедр ливарного виробництва. Ливарники підприємств та кафедр вузів об'єднані в Асоціацію ливарників України, в якій одне з провідних місць займає кафедра ливарного виробництва НТУУ «КПІ». В умовах відродження промисловості і переведення виробництва на європейські і світові стандарти потреба різних галузей, в тому числі і оборонної промисловості, у випускниках цієї спеціальності зростає.

Цього року виповнюється 90 років з дня заснування кафедри ливарного виробництва, яка випускає висококваліфікованих фахівців не тільки за спеціальністю «Ливарне виробництво чорних і кольорових металів», а і за спеціалізаціями «Виготовлення литих стоматологічних та ортопедичних протезів», «Технології художнього та ювелірного лиття», «Комп'ютеризація технологічних процесів».

Проведення Міжнародної науково-технічної конференції «Нові матеріали і технології в машинобудуванні 2014» на базі кафедри ливарного виробництва НТУУ «КПІ» свідчить про високий рівень ливарного виробництва і про необхідність подальшої підготовки кафедри наукових та інженерних кадрів для ливарного виробництва України.

Директор «Фізико-технологічного
інституту металів і сплавів» НАН України,
академік НАН України

В.Л. Найдек

Лютий Р.В., Гнатуш В.А., Кочешков А.С., Косячков В.О.
КАФЕДРА ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА – ІЗ ІСТОРІЇ В МАЙБУТНЄ

Кафедра ливарного виробництва НТУУ «КПІ» була створена в 1925 р. До цього року інженерів-ливарників випускали в порядку дипломного проектування на останньому курсі механічного і хімічного факультетів. Перша назва кафедри – «Ливарна справа». До Великої вітчизняної війни нею завідували в 1925...1930 рр. професор К.С. Калиненко, а в 1930...1941 рр. – Є.П. Бабич.

Доктор технічних наук професор К.І. Ващенко (1900 – 1992) працював на кафедрі з 1930 по 1992 р. і 30 років (1944 – 1974 рр.) її очолював. В 1944...1958 рр. він був деканом створеного ним металургійного факультету. К.І. Ващенко нагороджений Орденом Леніна, Орденом Червоної Зірки, двома орденами Трудового Червоного Прапора, орденом Дружби Народів, багатьма медалями та державними відзнаками.

З 1974 по 1991 р. кафедрою завідував професор С.П. Дорошенко (1931 – 2009). Дорошенко С.П. був удостоєний звання «Заслужений професор НТУУ (КПІ)» (1998), а з 2007 року – довічної Державної стипендії Президента України видатним діячам освіти.

В 1991 – 2000 рр. кафедра багато в чому зобов'язана керівнику і декану факультету професору А.П. Сьомуку. За видатні досягнення в галузі вищої освіти А.П. Сьомуку в 1998 р. присвоєно почесне звання «Заслужений працівник народної освіти України».

З 2000 по 2005 рр. кафедрою завідував професор О.П. Макаревич (1937 – 2005). Результат наукової діяльності О.П. Макаревича – понад 200 друкованих публікацій, навчально-методичних розробок, авторських свідоцтв і патентів.

В 2005 – 2006 рр. обов'язки завідувача виконував к.т.н. доцент Л.М. Сиропоршнев. Протягом 2006 – 2013 рр. кафедру очолював професор В.Г. Могилатенко, а з червня 2013 р. – к.т.н. доцент А.С. Кочешков.

Співробітникам кафедри належить ряд вагомих наукових здобутків, які одержали світове визнання.

Головним винаходом в галузі ливарного виробництва ще в 1949 році став модифікований магнієм високоміцний чавун з кулястим графітом. Першими із вітчизняних дослідників, які розвинули і глибоко дослідили цей сплав, є колектив кафедри ливарного виробництва КПІ. Впродовж 50-60-х років ХХ століття під керівництвом професора К.І. Ващенка на кафедрі було виконано комплекс теоретично-експериментальних робіт стосовно технології отримання чавунів широкою гамою властивостей і сфер застосування.

Наступним кардинальним кроком в удосконаленні технології виробництва виливків з високоміцного чавуну було перенесення процесу модифікування безпосередньо в ливарну форму. Внутрішньоформове модифікування чавуну було невідоме в СРСР до 1976 р., коли була подана перша заявка на винахід, а в 1978 році колектив авторів (К.І. Ващенко, В.О. Косячков, П.П. Лузан) отримали патент на спосіб модифікування чавуну в ливарній формі.

Наприкінці 50-х років дискусійним був механізм утворення пригару на сталевих і чавунних виливках, існувало багато гіпотез на цю тему. Численними експериментальними дослідженнями С.П. Дорошенка було розроблено і доведено теорію утворення пригару та створені рекомендації щодо його усунення. Викладена теорія пригару одержала визнання і дала поштовх розвитку науково-дослідницьких робіт в багатьох організаціях.

Проривним напрямком роботи кафедри стало дослідження принципово нового класу формувальних сумішей – наливних (рідкорухомих) самотвердних (НСС або РСС) – і розроблення технології виготовлення з них ливарних стрижнів і форм. З цієї наукової проблематики кафедра займала провідну позицію в Союзі.

Значний цикл робіт був направлений на створення безнікелевих жароміцних сталей для виливків особливо відповідального призначення. Л.І. Ростовцев, К.І. Ващенко, В.Я. Жук, В.О. Лютий розробили ряд принципово нових сплавів – ливарні жаростійкі хромоалюмінієві сталі для виробів, які працюють в агресивних середовищах при темпера-

турах до 1250 °С. При кафедрі в 1978 р. створена галузева науково-дослідницька лабораторія зносостійких та жаростійких сплавів для теплоенергетичного обладнання Міненерго України. Сплави, розроблені співробітниками лабораторії, відзначені двома медалями ВДНГ СРСР, медаллю ВДНГ УРСР і Почесною грамотою президії Верховної Ради УРСР.

В кінці 50-х років ХХ століття колективом у складі К.І. Ващенко, О.М. Фірстова та В.В. Жижченко була розроблена технологія виготовлення біметалевих виливків системи чавун-алюміній. Вперше у вітчизняному мотобудуванні на двигун мотоцикла були встановлені замість чавунних біметалеві циліндри, складені з чавунної гільзи і алюмінієвого оребріння з дифузійним зв'язком між ними.

В ХХІ столітті першу в світі технологію отримання біметалевих виливків із чавуну методом модифікування базового розплаву в ливарній формі двома різнорідними модифікаторами винайшли та згодом вдосконалили доценти кафедри ЛВЧКМ В.О. Косячков та М.А. Фесенко. Основа фундаментального винаходу полягає в розробленні наукових основ та прогресивних технологій виготовлення двошарових та біметалевих виливків.

Разом за роки діяльності одержано понад 200 авторських свідоцтв СРСР, Патентів України і Росії, опубліковано понад 1200 друкованих праць, в т.ч. майже 50 монографій і брошур, впроваджено у виробництво понад 80 нових розробок. Зокрема, за останнє десятиріччя видано декілька нових навчальних посібників.

В 2005 році з'явилася монографія «Виробництво виливків із спеціальних сталей» (Макаревич О.П., Федоров Г.Є., Платонов Є.О.), в якій узагальнені всі відомі різновиди, режими виплавлення, легування, розливання легованих сталей.

Навчальний посібник «Опоки ливарні» (2008 р., Дорошенко С.П., Федоров Г.Є., Фесенко А.М., Ямшинський М.М., Фесенко М.А.) узагальнює всю інформацію про конструкції та основні робочі параметри опок, призначених для різних процесів формовки.

Посібник «Контроль якості продукції в машинобудуванні» (2008 р., Федоров Г.Є., Фесенко А.М., Ямшинський М.М., Фесенко М.А.) розкриває всі відомі способи визначення параметрів якості литих деталей – структури, механічних властивостей, наявності дефектів.

В посібнику «Ливарна гідравліка» (2010 р., Дробязко В.М., Фесенко А.М., Лютий Р.В., Фесенко М.А.) викладені особливості заповнення металом ливарних форм при гравітаційному заливанні, а також із застосуванням надлишкового тиску або вакууму.

Навчальний посібник «Теоретичні основи ливарного виробництва» (2011 р., Дробязко В.М., Кочешков А.С., Ямшинський М.М., Могилатенко В.Г., Пономаренко О.І.) є базовим для підготовки ливарників, оскільки охоплює всі теоретичні уявлення щодо причин і наслідків ливарних процесів, накопичені вченими з початку ХХ століття і до сьогодні.

У двотомному підручнику «Проектування ливарних цехів» (2012 р., Федоров Г.Є., Ямшинський М.М., Могилатенко В.Г., Шинський О.Й., Гурія І.М.) викладений весь багаж досвіду в галузі будівництва, переобладнання та реорганізації ливарних підприємств. Наведені технічні характеристики усього відомого устаткування, правила і способи його розміщення в ливарних цехах.

Монографія «Стальное литье» (2013 р., Федоров Г.Є., Ямшинський М.М., Платонов Є.О., Лютий Р.В.) стала визначною подією в науковому світі, оскільки вона об'єднала в собі весь досвід у галузі отримання виливків із сталей. Книга містить повний перелік усіх існуючих ливарних сталей і способів отримання виливків із них; характеристики устаткування, методи виготовлення ливарних форм і стрижнів, технології заливання, розрахунки ливникових систем, способи підвищення якості виливків.

В 2012 р. колективами кафедри ЛВЧКМ та кафедри «Технології і обладнання ливарного виробництва» (ДДМА, м. Краматорськ) (Дорошенко С.П., Фесенко А.М., Лютий Р.В., Лойбе Г., Чайковський О.А., Федоров М.М., Фесенко М.А.) виданий багатомовний термінологічний словник, який містить основні терміни з ливарного виробництва в наступній послідовності: російська – українська – англійська – німецька мови. За загаль-

ною кількістю представлених термінів (близько 20000) словник є найбільшим у галузі металургії і ливарного виробництва.

Всі видання відмічені преміями і призовими дипломами МОН, вузів та Асоціації ливарників України.

Кафедрою підготовлено більше 2500 ливарників. З них понад 140 захистили дисертації кандидатів технічних наук, 30 – докторів технічних наук, четверо – обрані членкореспондентами НАН України. В списку лауреатів Державних премій СРСР і України – 7 випускників кафедри (А.Є. Марченко, І.Р. Явдошін, А.М. Шевченко, В.К. Погорський, Г.К. Голубчик, Б.А. Хлебніков, В.Є. Яковчук).

За десять останніх років підготовлено понад 500 бакалаврів, 380 спеціалістів та 120 магістрів.

Починаючи з 2008 року, студенти-ливарники регулярно беруть участь у щорічній Всеукраїнській студентській Олімпіаді з ливарного виробництва, де досягли значних успіхів. Команда кафедри ЛВЧКМ НТУУ «КПІ» чотири рази займала 3 місце, а в 2013 р. стала переможцем Олімпіади. В особистому заліку студенти досягли наступних результатів: 2010 р. – Суменко В.Ю. – 1 місце; 2012 р. – Козачук Є.В. – 3 місце; 2013 р. – Прокопчук М.А. – 2 місце; 2015 р. – Мисюра С.В. – 2 місце.

Починаючи із 2009 року, студенти щорічно беруть участь у Всеукраїнських конкурсах наукових робіт: 2009 р. – Костін Р.С. (керівник доц. Ямшинський М.М.) – диплом III ступеню; 2010 р. – Верес І.А. (керівник доц. Федоров Г.Є.) – диплом II ступеню; 2011 р. – Кужель Д.Г. (керівник доц. Ямшинський М.М.) – диплом II ступеню; 2012 р. – Кеуш Д.В. (керівник доц. Лютий Р.В.) – диплом III ступеню; 2014 р. – Смольська В.С. (керівник доц. Лютий Р.В.) – диплом II ступеню.

Всеукраїнські конкурси на найкращу дисертацію магістра проводяться кожні 2 роки. Студенти кафедри оцінені наступним чином: 2009 р. – Зубер О.О. (керівник доц. Кочешков А.С.) – диплом I ступеню; 2011 р. – Цибуля О.П. (керівник доц. Чайковський О.А.) – диплом III ступеню.

5 лютого 2010 року на кафедрі відбулося відкриття єдиного в Україні унікального кабінету-музею художнього литва, присвяченого пам'яті видатного вченого С.П. Дорошенка. В музеї виставлена його приватна колекція художнього литва, в якій налічується більше двохсот виробів.

Кафедра характеризується високим ступенем лабораторної і практичної підготовки. Зокрема, 13 навчальних курсів містять в своєму складі заняття, які проводяться в ливарній лабораторії з плавленням і заливанням металу. З них у 2 курсах виплавляють чавун, в 2 курсах – сталь, в 9 – різні сплави на основі кольорових металів. Цим кафедра завдячує неоціненному талантові учбових майстрів. З їхніх золотих рук вийшли пам'ятники визначним вітчизняним діячам науки і техніки – засновнику вітчизняної школи зварювання Є.О. Патону, першому в Європі винахіднику ЕОМ С.А. Лебедєву, видатному математику М.П. Кравчуку, генеральному конструктору космічних ракет С.П. Корольову, авіаконструктору І.І. Сікорському та багатьом іншим. Більшість литих скульптур розташовані на території парку НТУУ «КПІ», а виготовлена бронзова скульптура княгині Анни Ярославни, королеви Франції, прикрашає передмістя Парижу (м. Санліс). Асоціація ливарників України нагородила кафедру дипломом за особливі досягнення в художньому литві.

За творчий доробок у сфері ювелірного мистецтва, а також за багаторічний внесок в розвиток художнього та ювелірного лиття в Україні, А.С. Кочешков у 2012 р. був нагороджений фондом Фаберже Почесним пам'ятним знаком «Орден Франца Петровича Бірбаума – Головний спеціаліст».

У даний час на кафедрі працюють 26 співробітників, зокрема 3 професори, 11 доцентів і 2 асистенти.

Колектив кафедри ливарного виробництва чорних і кольорових металів НТУУ «КПІ» повний сил і енергії для подальшої творчої педагогічної і наукової діяльності з підготовки кваліфікованих молодих спеціалістів, здатних у найближчому майбутньому вирішувати складні проблеми ливарного виробництва України і світу.

1. РОЗДІЛ ПЕРСПЕКТИВНІ МАТЕРІАЛИ ТА ТЕХНОЛОГІЇ

Kniazev V.U.

(NTUU "KPI", Kiev)

SIMULATION OF TRANSIENT PROCESSES IN GENERATORS WITH PRICE INDICATORS

E-mail: nebo_vozdux@tut.by

Simulation of transient processes in generators with price indicators which in the future will be part of research related to the development of per-minute billing for the areas where it is relevant.

Recent scientific research shows that existing pricing mechanism in the energy market of Ukraine have a number of disadvantages. Development of the effective methods of calculation the optimal tariff prices of energy generating systems is now especially relevant.

Development of competition in the electricity industry in Ukraine due to the introduction of a model of a competitive electricity market, namely the market of bilateral contracts and balancing market (BM). Implementation mechanism of the balancing market is one of the main methods of ensuring the functioning of the electricity market. To cover deviations of actual electricity production and consumption in real time, using a segment of BM optimizes the balance of active power, in which the participants BM (power producers) are obliged to provide all of its power on the price bids to increase or decrease the power output in relation to such volumes. To apply power producers need to calculate and report the tariff rates for each level of power produced. Developed in master degree research, the model allows to calculate and predict the change in the unit price of power in the transition between the different volumes of the production of electricity, as well as the price necessary to maintain the amount of power at a given level of the system operator.

Абдулов А.Р., Приходько О.В., Лапченко А.В.

(ДГМА, г. Краматорск)

РАЗРАБОТКА ПРОГРАММНЫХ ПРИЛОЖЕНИЙ ДЛЯ АНАЛИЗА ИНДИКАТОРНЫХ ДИАГРАММ ФОРМОВОЧНЫХ МАШИН

E-mail: abdulovtolp@gmail.com

На сегодняшний момент классические способы уплотнения форм – прессование и встряхивание – не утратили своей актуальности, наоборот, они получают дальнейшее развитие в комбинации с другими способами уплотнения. В частности, одним из примеров применения прессования в комбинации с импульсным уплотнением, является Сейатцу-процесс, который реализуется в современных формообразующих установках. Вместе с тем, вопросы, связанные с эффективностью работы прессовых механизмов в современных установках, остаются актуальными.

Целью настоящей работы стал анализ параметров, влияющих на эффективность работы прессовых механизмов, с применением возможностей современных программных продуктов.

Основным показателем эффективности работы прессового механизма является отношение работы сжатого воздуха, затраченного на чистое прессование, к работе сил трения, возникающих в процессе прессования. Это отношение может быть определено из индикаторной диаграммы прессового механизма, которая строится в координатах $P-S$, где S (м) – ход прессового поршня, P (кПа) – давление в прессовом поршне. По площади диаграммы и по ее форме можно судить о величине полезной затраченной работы, а также определить характер неисправностей в данной машине. Изменяя такие параметры как рабочее давление в прессовом поршне, его площадь, размеры модельно-опочной оснастки и т.д., можно проследить за динамикой изменения КПД и достичь необходимого значения.

В настоящей работе для создания приложения, которое рассчитывает координаты индикаторной диаграммы, может быть использована современная интегрированная среда разработок программного обеспечения – Microsoft Visual Studio. Visual Studio включает в себя несколько языков программирования, одним из наиболее перспективных и динамически развивающихся является C#. Для расчета координат точек индикаторной диаграммы прессового механизма создается отдельное приложение со своим интерфейсом и программным кодом.

Интерфейс программы настраивается достаточно просто, и туда вносятся все необходимые данные для выполнения соответствующих расчетов. Программный код включает в себя не только обработку событий при нажатии кнопок на приложении, но и формулы, рассчитывающие соответствующие параметры. Разработанное приложение позволяет значительно ускорить процесс расчета координат точек и построения индикаторной диаграммы прессового механизма, провести качественный и количественный анализы работы формовочного агрегата.

Алексеевко А.С., Иванова Л.Х.

(НМетАУ, г. Днепропетровск)

ВЫБОР ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА ИЗГОТОВЛЕНИЯ ЛИТЫХ МЕЛЮЩИХ ТЕЛ

Обычно такие мелкие отливки как мелющие тела изготавливают из средне- или высоколегированных железоуглеродистых сплавов. Химические составы и свойства сплавов для мелющих тел в литом состоянии и после термической обработки по разным режимам приведены в многочисленных источниках.

Известно, что легирование и модифицирование являются способами повышения надежности и долговечности таких литых деталей, как мелющие шары.

Целью работы было определение оптимального технологического процесса изготовления чугунных мелющих тел.

Для литья мелющих тел-шаров был принят высокопроизводительный способ литья в многоразовые металлические формы с использованием нелегированного железоуглеродистого сплава. Плавку проводили в индукционной печи ИЛТ-2,5. Заливку кокильных литейных форм проводили при температуре расплава 1280...1300 °С. Литейная форма представляла собой кокиль с симметричным вертикальным разъемом, образующим полость для получения одного шара. Температура кокильных форм перед заливкой была в пределах 110...160 °С во избежание литейного дефекта «уход металла».

Продолжительность выдержки металла в форме до выбивки рассчитывали с помощью систем компьютерного моделирования литейных процессов КОМПАС-3D V13 Home и LVMFlow. Химический анализ отливок был следующим, масс. %: углерод 3,45...3,47; кремний 1,12...1,14; марганец 0,30...0,31; фосфор 0,08...0,09; сера 0,10...0,15; редкоземельные металлы 0...0,03.

Для определения наиболее эффективной конструкции кокиля и процесса кристаллизации были разработаны несколько технологических решений.

Установлено, что в процессе кристаллизации чугуна при стандартной технологии производства мелющих тел неизбежно образовывалась усадочная раковина, объем которой не превышал 0,5% общего объема шара. В результате проведенных исследований была определена наиболее эффективная конструкция кокиля, которая позволила предотвратить появление усадочной раковины в теле отливки и в то же время иметь небольшой объем прибыли.

Афонин С.Ю., Соценко О.В.

(НМетАУ, г. Днепропетровск)

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ЛИТЬЯ ДЕТАЛЕЙ ДЛЯ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНОГО ТРАНСПОРТА

E-mail: Sotsenko@mail.ru

Корпуса букс, как и другие детали подвижного состава, должны соответствовать стандартам качества поверхности и внутренней структуры из-за статических и динамических нагрузок, которым они подвергаются в процессе эксплуатации. В поисках путей повышения качества отливок при сохранении стоимости производства в последние годы все большее внимание уделяется новым компьютерным технологиям. Так, в 2010 году 18% компаний, использовавших 2D-программы на производстве, в полной мере перешли на 3D, а 22% начали параллельно использовать 2D и 3D технологии компьютерного моделирования для изготовления продукции. Число таких компаний непрерывно растет.

Одной из наиболее распространенных программ для 3D-моделирования является SolidWorks. Для моделирования процессов заливки и затвердевания трехмерных моделей с последующим их исследованием, а также корректировкой материалов, конструкции детали и формы, выбором оптимальной температуры металла в ковше, весьма эффективной программой является LVMFlow. Работа в данной программе в определенной мере может служить альтернативой экспериментальным исследованиям технологичности модели отливки, гидравлических и тепловых процессов формирования будущей детали.

Цель моделирования – построение трехмерной модели корпуса буксы с литниково-питающей системой (ЛПС) и двумя типами прибылей с последующим моделированием процессов заливки сталью 15Л и затвердевания в песчано-глинистой форме для выявления варианта литейной прибыли с наилучшим эффектом предупреждения образования усадочных и поверхностных дефектов отливки.

В качестве объекта исследования была выбрана отливка корпуса буксы массой 46,2 кг. Габаритные размеры 382 x 323 x 242 мм. Построение 3D-моделей сборки корпуса буксы, ЛПС и двух типов прибылей выполняли в программе SolidWorks, моделирование процесса заливки и затвердевания сборки осуществлялось в программе LVMFlow.

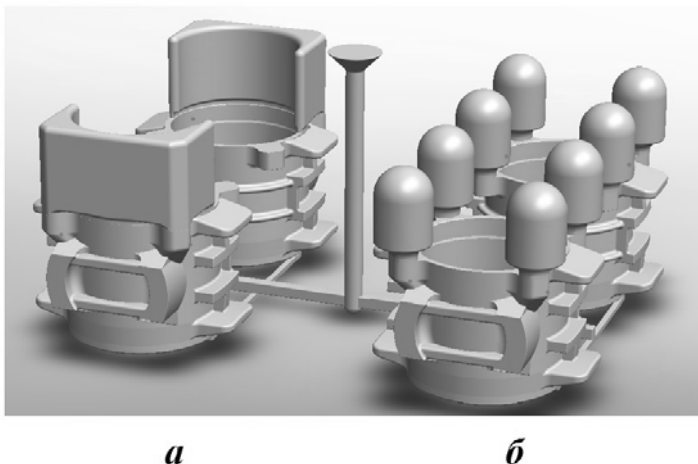


Рис. 1. Совмещенное изображение сборок корпусов букс и ЛПС с прибылями первого (а) и второго типов (б)

области формирования усадочных дефектов определяли визуально посредством сопоставления соответствующих участков модели с цветовой палитрой или с палитрой серых тонов.

В результате проведенного компьютерного моделирования были определены варианты технологии, обеспечивающие минимизацию усадочных и поверхностных дефектов при литье корпуса буксы с прибылями разных типов.

При известной массе отливки в SolidWorks рассчитывали массу ЛПС с обоими типами прибылей, для определения необходимого количества металла при заливке на одну форму (рис. 1).

Как и SolidWorks, программа LVMFlow разделена на отдельные модули. При моделировании процессов заливки и затвердевания в модуле «Полная задача» на начальном этапе были внесены данные о размере ячейки, материале отливки и формы, температуре жидкого металла, формы и прекращения расчетов.

При моделировании двух сборок с разным набором прибылей

Бачинский Ю.Д., Бубликов В.Б., Бачинский В.Д.¹, Моисеева Н.П.

(ФТИМС НАН України, ¹НТУУ «КПІ», г. Київ)

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ЧУГУНА НА СКОРОСТЬ ПЛАВЛЕНИЯ ЛИГАТУРЫ ФСМг7

Применение традиционных FeSiMg лигатур для внутриформенного модифицирования не всегда рационально по причине недостаточно быстрого их растворения, особенно в начальном периоде заливки, что недопустимо при производстве тонкостенных отливок. Поэтому, очевидна актуальность изучения механизмов межфазного взаимодействия и кинетических режимов плавления FeSiMg лигатур в жидком чугуне для разработки на основе полученных закономерностей новых быстроплавящихся сплавов, повышающих эффективность модифицирующей обработки в предкристаллизационном периоде.

Экспериментально исследовали скорость плавления ферросилиций-магниевого лигатуры ФСМг7, химический и фазовый состав которой представлен в табл. 1. В исходной микроструктуре лигатуры наблюдались лебоит (~50%), кремний (24,7%), силицид магния Mg₂Si (23,2%) и небольшое количество комплексной Si-РЗМ-Са-фазы.

Таблица 1 – Химический и фазовый состав исследуемой лигатуры ФСМг7

Лигатура	Массовая доля элемента, %					Количество фазы, %			
	Mg	Ca	РЗМ	Si	Fe	FeSi ₂	Si	Mg ₂ Si	Si-РЗМ-Са
ФСМг7	7,5	0,45	0,75	55,3	36,0	49,68	24,69	23,21	2,42

Подготовленные и взвешенные образцы размером ~15×15×15 мм выдерживали от 2,2 до 5,0 с в жидком чугуне с температурой 1350 или 1400 °С. Извлеченный образец после выдержки охлаждался на воздухе. Массовую скорость плавления (г/с) определяли по потере массы образца за единицу времени его пребывания в жидком чугуне.

Проведенные исследования позволили установить, что при погружении образцов в расплав чугуна с температурой 1400 °С, наиболее часто применяемой в технологиях модифицирования, в течение 2,2 с достигается высокая массовая скорость плавления ферросилиций-магниевого лигатуры (примерно 4,3 г/с). С увеличением длительности выдержки образца наблюдается снижение скорости плавления лигатуры до 2,3 г/с. Это можно объяснить тем, что вначале происходит плавление наиболее легкоплавкой фазы Mg₂Si (t_{пл} = 1078 °С) и количественно преобладающей в структуре фазы FeSi₂ с относительно невысокой температурой плавления (t_{пл} = 1220 °С). Со временем количество этих фаз уменьшается вследствие перехода магния и кремния из лигатуры в чугун, а железа – из чугуна в лигатуру и образования высокожелезистого соединения FeSi с температурой плавления 1410 °С. Вследствие этого значительно возрастает температура ликвидус и резко снижается скорость плавления лигатуры.

При температуре расплава 1350 °С скорость плавления лигатуры остается равномерной во всем исследуемом диапазоне выдержки образцов и находится в интервале 2,5...2,7 г/с в результате меньшей интенсивности испарения магния из магнийсодержащей фазы. Повышение температуры жидкого чугуна с 1350 до 1400 °С эффективно способствует увеличению скорости плавления лигатуры ФСМг7 в результате интенсификации тепло- и массообменных процессов в системе «жидкий чугун – ферросилиций-магниевого лигатура».

Бачинський В.Д., Бачинський Ю.Д.¹, Бубликов В.Б.¹, Сиропоршнєв Л.М.

(НТУУ «КПІ», ¹ФТІМС НАН України, м. Київ)

ВПЛИВ МОДИФІКУВАННЯ FeSiMg ЛІГАТУРАМИ З МІДЦЮ І ВАНАДІЄМ НА ПАРАМЕТРИ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ

Модифікування є обов'язковою технологічною операцією отримання чавунів з кулястим або вермикулярним графітом. При модифікуванні цілеспрямовано змінюються хімічний склад, структура, фізико-хімічні властивості розплаву. Найбільш часто оброблення вихідного розплаву чавуну проводять відносно дешевими з економічної точки зору і доступними FeSiMg лігатурами. Лігатури, які містять окрім магнію підвищений вміст інших модифікувальних елементів, отримали назву комплексних.

Досліджено властивості високоміцного чавуну, модифікованого окремо трьома різними FeSiMg лігатурами методом внутрішньоформового модифікування (ВМ) (табл. 1).

Таблиця 1 – Хімічний склад досліджуваних FeSiMg лігатур

Лігатура	Масова частка елемента, %								
	Mg	Ca	PЗМ	Ba	V	Mn	Cu	Si	Fe
ФСМг7(ВМ)	7,8	1,5	0,75	–	–	–	–	60,0	решта
ФСМг9Вд5(ВМ)	9,1	1,5	0,68	2,0	4,0	4,0	–	51,0	решта
ФСМг9Д30(ВМ)	9,7	1,5	0,65	1,5	–	–	30,0	41,0	решта

Досліджували структуроутворення і механічні властивості виливків технологічної проби з високоміцного чавуну, модифікованого в ливарній формі комплексними магнієвмісними лігатурами в кількості 1,0% від маси розплаву. Виплавляння розплаву проводили в індукційній печі місткістю 12 кг.

В технології отримання високоміцного чавуну ефективність модифікування доцільно визначати за показником ступеню сфероїдизації графіту (ССГ) і відсутністю вибілу виливків. В результаті модифікування лігатурою з 30% міді у структурі ступеней товщиною 2,0 та 3,0 мм утворилося 40 та 20% цементиту відповідно. При модифікуванні лігатурою з 5% ванадію лише у структурі ступені товщиною 2,0 мм сформувався цементит у кількості 25%. Модифікування лігатурою ФСМг7 (ВМ) забезпечує отримання всіх ступеней без утворення структурно-вільного цементиту. Параметри структури ступеней, в яких наявний відбіл, надалі не вивчались. Показник ССГ при модифікуванні знаходився на рівні 90...95% в усіх перерізах.

Модифікування лігатурою ФСМг7 (ВМ) забезпечує найбільш високий рівень графітизації і феритизації структури високоміцного чавуну в тонкостінних виливках. При модифікуванні лігатурою ФСМг7 (ВМ) в перерізі 2,0 мм сформувалася перліто-феритна металева основа з 48% фериту, а в структурі ступеней 3,0...12,0 мм – ферито-перлітна з 90...95% фериту. У структурі ступеней, кристалізація яких проходила без утворення цементиту, кількість фериту в металевій основі при модифікуванні лігатурою ФСМг9Вд5 (ВМ) склала 90...95%, а при модифікуванні лігатурою ФСМг9Д30 (ВМ), при збільшенні товщини перетину 6,5...12,0 мм кількість фериту збільшилася з 15% до 25%.

Дані про хімічний склад, структуру та механічні властивості високоміцного чавуну, отриманого методом модифікування розплаву в ливарних формах при виготовленні виливків з товщиною стінки 12 мм, наведено в табл. 2.

Таблиця 2 – Основні параметри високоміцного чавуну

Лігатура	Масова частка елемента, %						Структура металевої основи	Механічні властивості		
	C	Si	Mn	Mg	Cu	V		$\sigma_{\text{в}}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
ФСМг7(ВМ)	3,86	2,73	0,39	0,039	–	–	П20 (Ф80)	541	396	12,7
ФСМг9Вд5(ВМ)	3,71	2,66	0,41	0,042	–	0,11	П40 (Ф60)	620	432	13,3
ФСМг9Д30(ВМ)	3,78	2,43	0,32	0,071	0,38	–	П70 (Ф30)	725	458	7,0

Таким чином, використання досліджених комплексних FeSiMg лігатур дозволяє підвищити механічні властивості виливків із високоміцного чавуну з товщиною стінки 12 мм без утворення відбілу.

Безгинський В.О., Рибак В.М.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

ОТРИМАННЯ АЛЮМІНІЄВИХ ЗАГОТОВОК ДЛЯ ПОДАЛЬШОЇ ДЕФОРМАЦІЇ

E-mail: vladimir.bezginski@gmail.com

При додаванні в алюміній різних легувальних елементів істотно змінюються його фізико-механічні та експлуатаційні властивості – густина, міцність, твердість, жароміцність, корозійна стійкість та ін. При цьому можуть відбуватися як корисні зміни – наприклад підвищення міцності та жароміцності, так і небажані зміни – зниження електропровідності, погіршення корозійної стійкості, підвищення густини та ін.

Основними легувальними елементами в алюмінієвих деформованих сплавах є мідь, магній, марганець і цинк. Крім цього, в порівняно невеликій кількості деформований алюмінієвий сплав може містити кремній, залізо, нікель та інші елементи.

Виробництво алюмінієвих пресованих напівфабрикатів пов'язане з використанням заготовок, які отримують методами лиття. У світовій практиці в основному використовують метод напівбезперервного вертикального лиття зливків. Найбільш надійні в роботі і прості за конструкцією машини з ланцюговим приводом. Машини з тросовим приводом менш надійні унаслідок необхідності частої заміни тросів. Машини з гідравлічним приводом найбільш складні у виготовленні і вимагають складного пристрою для підтримки постійної швидкості лиття, але вони забезпечують дуже плавний хід рухомого стола, що позитивно позначається на якості зливків.

Якість зливків залежить від швидкості лиття, температури металу, кількості і температури охолоджувальної води, умов початку і кінця лиття. Після закінчення лиття зливки виймають і за допомогою спеціального пристрою передають на гомогенізацію. При гомогенізації створюються умови для проходження вирівнювальної дифузії, під дією якої розчиняються нерівноважні евтектики і інтерметалідні з'єднання, вирівнюється хімічний склад і покращуються властивості твердого розчину.

Для усунення (або зменшення) шкідливого впливу надлишкових фаз режим гомогенізації має бути таким, щоб вкраплення із скелетовидною розгалуженою будовою перетворилися на компактну. Цього можна досягти тільки при досить високих температурах відпалу, а для подрібнення первинного литого зерна під час лиття необхідно вводити модифікатори (титан, хром, бор, ванадій, ітрій і ін.) в кількості 0,02...0,07%.

При повільному охолодженні зливків після гомогенізації встигає пройти процес розпаду твердого розчину алюмінію з міддю, магнієм, кремнієм. Сплав набуває підвищеної пластичності і може деформуватися при меншому питомому тиску і з великими швидкостями. Проте крупні глобули зміцнювальних фаз, які виділилися при повільному охолодженні зливка після гомогенізації, можуть знизити властивості напівфабрикатів (особливо величину відносного подовження) по товщині, оскільки при деформації ці глобули перетворюються на витягнуті тонкі прошарки, які і ослаблюють метал.

При швидкому охолодженні зливка після гомогенізації відбувається гартування сплаву. При цьому зливков виходить однорідним і міцнішим, що з одного боку сприяє набуттю вищих механічних властивостей профілів унаслідок однорідної структури, а з іншого боку – вимагає більших зусиль деформації, що знижує продуктивність пресового устаткування.

Гомогенізація литих зливок дозволяє усунути (або значно зменшити) дендритну ліквідацію, підвищити здатність сплаву до гарячої і холодної деформації, поліпшити механічні властивості пресованих профілів, особливо по товщині, зняти внутрішнє напруження, яке виникло в зливку при твердінні, призвести до більшої хімічної і структурної однорідності литого сплаву, полегшити процес пресування, що дозволяє збільшити швидкість пресування, а також підвищити тривалість експлуатації матриць за рахунок руйнування і коагуляції окремих часток скелетних фазових формувань з легувальних елементів та інтерметалідів.

Белов Б.Ф., Троцан А.И., Бродецкий И.Л., Иценко А.И., Рябчиков И.В.
 (ИПМ НАН Украины, г. Киев; НПО «Перспектива», г. Запорожье)
ОПТИМИЗАЦИЯ СПЛАВОВ УГЛЕТЕРМИЧЕСКОГО ФЕРРОТИТАНА ДЛЯ
КОВШЕВОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ
 E-mail: brodig@mail.ru

Титан относится к химически активным элементам, образует термодинамически прочные оксиды, карбиды, нитриды и используется для микролегирования сталей специального назначения. Структурно-химический анализ системы FeO-TiO₂ определяет ряд оксидных промежуточных фаз и позволяет не только исследовать механизм шлакообразования в пирометаллургических процессах, но и установить последовательный ряд промежуточных металлических фаз, образующихся при руднотермическом переделе.

Системным классификатором сплавов ферротитана является полигональная диаграмма состояния (ПДС) бинарной системы Fe-Ti (рис. 1), построенная разработанным нами методом [1] и включающая 11 промежуточных фаз.

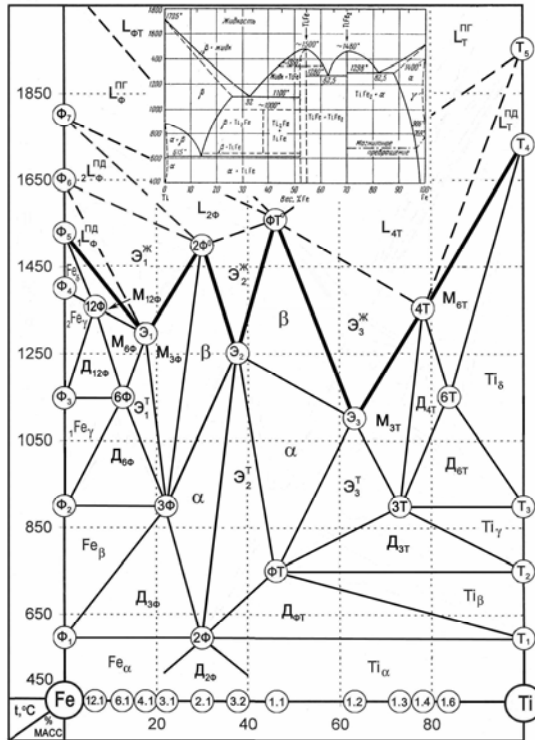


Рис. 1. Полигональная диаграмма системы Fe – Ti:
 Fe → Fe₁₂Ti → Fe₆Ti → Fe₄Ti (Э₁) → Fe₃Ti → Fe₂Ti → Fe₃Ti₂ (Э₂) → FeTi → FeTi₂ (Э₃) → FeTi₃ → FeTi₄ → FeTi₆ → Ti

Промежуточные фазы – интерметаллиды, образующиеся в результате химических реакций исходных компонентов, представлены титанидами железа разной природы: эвтектоидные, эвтектические, перитектоидные, сингулярные. На классической диаграмме (вставка на рис. 1) известны лишь три интерметаллида и три эвтектики, находящиеся среди промежуточных фаз полигональной диаграммы, что свидетельствует как об адекватности экспериментальных и теоретических данных, так и о значительно большей информативности ПДС.

Промышленные сорта ферротитана гостированы (ГОСТ 4761-91) для составов ФТi25 → ФТi30 → ФТi35 → ФТi40 → ФТi70. На основании полученных результатов марочный состав сплавов составляет ряд ФТi5 → ФТi10 → ФТi15 → ФТi20 → ФТi30 → ФТi35 → ФТi45 → ФТi60 → ФТi75 → ФТi80, который расширен за счет низко- и высоколегированных сплавов. При этом из приведенного маркировочного ряда стабильными являются сплавы на базе эвтектоидных (ФТi10, ФТi20 и ФТi70), перитектоидных ФТi80 и сингулярных (ФТi30, ФТi45) фаз полигональной диаграммы железо – титан, которым отвечают интерметаллиды: $Fe_6Ti \rightarrow Fe_3Ti \rightarrow FeTi_3$; $FeTi_6$; $Fe_2Ti \rightarrow FeTi$. Эвтектические и перитектические сплавы образуются в жидком состоянии и распадаются при затвердевании, эвтектоидные и сингулярные существуют в твердом виде.

Таким образом, проведенным структурно-химическим анализом системы Fe-Ti определены оптимальные составы сплавов ферротитана, отвечающие стехиометрическому составу интерметаллидов в области их гомогенности.

Литература:

1. Белов Б.Ф. Метод побудови полігональних діаграм стану потрійних металургійних систем / Б.Ф. Белов, І.Д. Буга, А.І. Троцан та ін. // Свідectво про державну реєстрацію авторського права на твір №48344 від 18.03.2013.

Берчук Д.Н., Овсянников В.А., Зеленая Л.А.

(ФТИМС НАН України, г. Киев)

ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И УСЛОВИЙ ОХЛАЖДЕНИЯ НА СТРУКТУРУ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА

Структура без цементита при кристаллизации небольших по массе тонкостенных отливок из высокопрочного чугуна может быть получена внутриформенным модифицированием расплава в предкристаллизационном периоде. Внутриформенное модифицирование, благодаря более высокому уровню модифицирующего воздействия на структурообразование, позволяет в большей мере влиять на степень графитизации и дисперсности структуры, в том числе за счет увеличения скорости охлаждения, что способствует повышению механических свойств высокопрочного чугуна. В сочетании с высокой графитизирующей способностью внутриформенного модифицирования, повышение скорости охлаждения позволяет расширить диапазон управления структурообразованием высокопрочного чугуна. Наряду с модифицированием, главным фактором регулирования степени графитизации структуры и свойств отливок также является химический состав. Оптимизация химического состава является важной составляющей комплекса технологических факторов, обеспечивающих предотвращение образования отбела в отливках.

Из вышеизложенного очевидна актуальность исследования влияния содержания кремния и магния в зависимости от условий охлаждения на структуру высокопрочного чугуна, получаемого модифицированием расплава в предкристаллизационном периоде.

В исследованиях использовали выплавленный в индукционной электропечи расплав чугуна следующего химического состава (масс. доля, %): 3,22...3,58 C; 1,92...2,36 Si; 0,21...0,26 Mn; 0,015...0,020 S; 0,10...0,17 Cr; 0,043...0,049 P. Для модифицирования рас-

плава використовували магнієву лїгатуру ФСМг6 в кількості 1 % від маси заливаемого расплава.

Изучено вплив вмісту кремнію в діапазоні від 2,60 до 3,24 % при вмісті магнію 0,049 % і магнію в діапазоні від 0,048 до 0,085 % при вмісті кремнію 3,24 % на кількість включень шаровидного графіта і ферриту в структурі тонкостінних литвилок з високопрочного чугуна.

Установлено, що максимальне вплив швидкості охолодження, вмісту кремнію і магнію в ході кристалізації на збільшення кількості включень шаровидного графіта спостерігається при швидкостях охолодження 13,4 і 7,1 °С/с, характерних для ступеней товщиною 2,0 і 3,5 мм. Максимальне змінення кількості ферриту спостерігається тільки при швидкості охолодження 13,4 °С/с. З зменшенням швидкості охолодження ступені до 0,43 °С/с (12 мм) вплив цих факторів на кількість включень шаровидного графіта і ферриту зменшується.

При збільшенні швидкості охолодження з 7,1 до 13,4 °С/с, в досліджуваному діапазоні вмісту кремнію кількість включень шаровидного графіта збільшується в 1,6...1,8 рази, тоді як при зміні вмісту кремнію в ступені, охолоджуваної з швидкістю 13,4 °С/с, всього в 1,2 рази. При збільшенні швидкості охолодження з 7,1 до 13,4 °С/с, в досліджуваному діапазоні вмісту магнію кількість включень шаровидного графіта збільшується в 1,4...2,2 рази, тоді як при зміні вмісту магнію в ступені, охолоджуваної з швидкістю 13,4 °С/с, всього в 1,3 рази. Кількість ферриту при максимальній швидкості охолодження в досліджуваному діапазоні вмісту кремнію збільшується в 1,3...1,6 рази, тоді як при зміні вмісту кремнію – в 1,2 рази. Вплив вмісту магнію і максимальної швидкості охолодження на кількість утвореного ферриту порівняємо.

Біба Є.Г., Кравченко О.І., Гущик Д.О., Юркова О.І.
(*НТУУ «КПІ», м. Київ*)

ХОЛОДНЕ ГАЗОДИНАМІЧНЕ НАПИЛЕННЯ – ЕФЕКТИВНИЙ МЕТОД КОНСОЛІДАЦІЇ ПОРОШКОВИХ КВАЗИКРИСТАЛІЧНИХ Al-Fe-Cr СПЛАВІВ

E-mail: geka9@ukr.net; gara346@ya.ru

Високоміцні наноквазікристалічні Al-Fe-Cr сплави, які володіють високою структурною стабільністю, є найбільш перспективними для практичного застосування при підвищених температурах експлуатації в авіації та на транспорті. Це композиційні сплави, в яких нанорозмірні частинки ікосаедричної квазікристалічної фази (і-фаза) розподілені в α -Al матриці, завдяки чому в них забезпечується необхідна для інженерної практики комбінація високої міцності з достатньою пластичністю.

Порошки композиційних Al-Fe-Cr сплавів отримують методом розпилення расплаву в умовах надвисоких швидкостей охолодження ($10^5 \dots 10^6$ К/с), необхідних для отримання квазікристалічної фази. Тому для отримання об'ємних матеріалів дуже важливий процес подальшої консолідації порошку з повним збереженням вмісту квазікристалів у сплаві з метою підвищення термостабільності структури та властивостей для максимального збільшення робочої температури.

Для консолідації квазікристалічних Al-Fe-Cr порошків до цього часу переважно використовується метод гарячої екструзії. Як альтернативний метод консолідації, в роботі запропоновано застосування методу холодного газодинамічного напилення (ХГН) [1] цих порошків у вигляді покриттів, на відміну від методів газотермічного напилення (плазмового та детонаційного напилення) [2].

Метою роботи є дослідження особливостей структури наноквазікристалічного Al-Fe-Cr сплаву, отриманого методом ХГН, у порівнянні зі сплавом, консолідованим гарячою екструзією. Для експерименту використовували вихідний порошок $Al_{94}Fe_3Cr_3$ сплаву, отриманий методом водяного розпилення. ХГН проводили при температурі повітряної суміші 473 К, тоді як гарячу екструзію здійснювали при температурі 653 К в герметичній капсулі за один прохід з коефіцієнтом витягування

$k_c = 7,2$ [1]. Перед екструзією капсулу з розташованим в ній порошком дегазували при температурі 623 К протягом 1 години.

Особливості структури $Al_{94}Fe_3Cr_3$ сплаву, консолідованого як методом ХГН, так і екструзією, досліджували в поперечному перерізі зразків. Експериментально показано, що основною перевагою методу ХГН є те, що частка квазікристалічної і-фази, яка знаходилася у вихідному порошку, повністю зберігається в матеріалі після ХГН, тоді як після екструзії вміст і-фази зменшується приблизно на 23%.

З використанням техніки інденування були проведені випробування сплавів, отриманих методом ХГН та екструзією, а також визначено їх механічні характеристики (табл. 1). Властивості міцності (модуль пружності E , мікротвердість HV , границя плинності $\sigma_{0,2}$) $Al_{94}Fe_3Cr_3$ сплаву, консолідованого методом ХГН, перевищують характеристики сплаву після екструзії приблизно на 29 %; характеристика пластичності δ_H (δ_A) приблизно відповідає критичній величині $\delta_H \cong 0,9$, що приведена в літературі як критерій для пластичної поведінки матеріалів при традиційних випробуваннях на розтягнення та стискання.

Таблиця 1 – Механічні характеристики $Al_{94}Fe_3Cr_3$ сплаву

Параметр Матеріал	Модуль Юнга, E , ГПа	Мікротвердість, HV , ГПа	Характеристика пластичності, δ_H/δ_A	Границя плинності, $\sigma_{0,2}$ (МПа)
Порошковий	–	$1,0 \pm 0,3$	0,92/–	–
ХГН сплав	$90,0 \pm 2,5$	$1,95 \pm 0,02$	0,85/0,84	450
Екструдований	$70,0 \pm 2,3$	$1,58 \pm 0,04$	0,83/0,85	380

Література:

1. A.P. Alhimov, V.F. Kosarev, and A.V. Plohov. Scientific basis for technology of cold spray process and properties of sprayed materials. – Novosibirsk: NGTU, 2006. – 280 p.
2. J.R. Davis. Handbook of Thermal Spray Technology. – OH.: Materials Park, 2004. – 338 p.

Богушевский В.С., Сухенко В.Ю.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

РЕГУЛИРОВАНИЕ УРОВНЯ МЕТАЛЛА В ПРОМЕЖУТОЧНОМ КОВШЕ

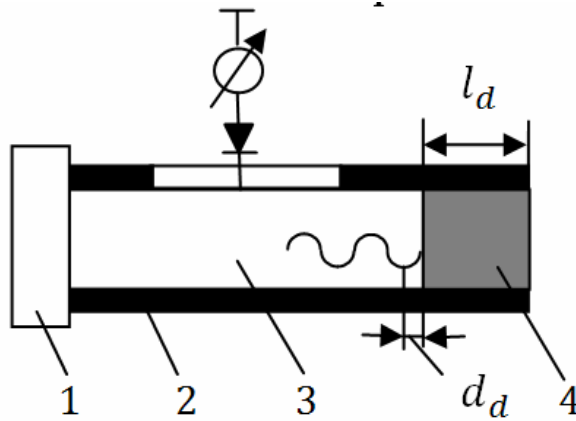
Система автоматического регулирования (САР) предназначена для поддержания уровня металла в промежуточном ковше на заданном значении путем управления стопором или скользящим шиберным затвором разливочного ковша. В системе используются непрерывные или двухпозиционные регуляторы, электрические или пневматические исполнительные механизмы. Если измерение уровня осуществляется по массе металла в промежуточном ковше, то в процессе регулирования поддерживается фактически заданная масса металла в ковше. Это приводит при изменении внутренней конфигурации ковша в процессе его эксплуатации к неточному регулированию уровня, и вследствие этого, напора струи металла.

Более приемлемым, с нашей точки зрения, является фазовый бесконтактный метод, основанный на использовании техники сверхвысоких частот (СВЧ) [1]. Сложность применения этого метода связана с тем, что ковш покрыт футеровкой из шамотного кирпича, относящегося к категории несовершенных диэлектриков. Падающая и отраженные волны, проходя слой диэлектрика, претерпевают ослабление и некоторое искажение. При гармоническом процессе электромагнитное поле в несовершенном диэлектрике определим как [2]:

$$\begin{cases} \nabla^2 \dot{E} = -\omega^2 \mu \dot{\epsilon}_c \dot{E}; \\ \nabla^2 \dot{H} = -\omega^2 \mu \dot{\epsilon}_c \dot{H}, \end{cases} \quad (1)$$

где ∇ – дифференциальный оператор Лапласа;

\vec{E} , \vec{H} – соответственно электрическая и магнитная составляющие поля;
 ω – круговая частота источника СВЧ излучения;
 μ – магнитная проницаемость покрытия;
 $\dot{\epsilon}_c = \epsilon - j\gamma_d / \omega = \epsilon - j\dot{\epsilon}$ – комплексная диэлектрическая проницаемость покрытия;
 γ_d – проводимость покрытия.



1 – генератор; 2 – волновод; 3 – воздух; 4 – диэлектрик

Рис. 1. Схема аппаратуры для определения электрических свойств покрытия

Составляющие электромагнитного поля в несовершенном диэлектрике претерпевают затухание, причиной которого является рассеяние электромагнитной энергии из-за наличия токов проводимости. Для нахождения величины затухания необходимо знать диэлектрическую проницаемость применяемых покрытий, которую можно определить путем измерений, проводимых на поверхности раздела с воздухом. Для этого часть волновода 2, короткозамкнутого на конце, заполняют исследуемым материалом. Метод контроля основан на измерениях в линии передачи фазы и амплитуды стоячей электромагнитной волны, возникающей при наличии диэлектрика 4.

Если θ – фазовый сдвиг при отражении, то коэффициент отражения

$$P = |P| \exp(j\theta), \quad (2)$$

где модуль $|P|$ находится при определении коэффициента стоячей волны S на входе линии. Тогда выражение (2) примет вид

$$P = \frac{s-1}{s+1}. \quad (3)$$

Если первый минимум в картине стоячей электромагнитной волны находится на расстоянии d_d от поверхности раздела, то λ

$$\theta = \frac{4\pi d_d}{\lambda_g} - \pi. \quad (4)$$

где λ_g – длина волны в волноводе.

С учетом данных работы [1] получим выражение, связывающее входной импеданс на границе покрытия с параметрами измерительной линии:

$$\frac{\lambda_g z_{in}}{2\pi l_d z_0} = \frac{j \tanh \gamma_d l_d}{\gamma_d l_d}, \quad (5)$$

где z_{in}, z_0 – соответственно входной импеданс на границе нахождения диэлектрика и свободного пространства;

l_d – толщина диелектрического покрытия.

Величину Y_d в выражении (5) легко определить, например, графическим методом [3].

На основании описанной методики определены электрические свойства применяемых в металлургии защитных покрытий и их влияние на картину магнитного поля. В частности, исследованиями установлено, что шамотный кирпич – материал, не вносящий существенных потерь при прохождении через него потока электромагнитных колебаний сантиметрового диапазона волн. Радиоинтерференционный измеритель уровня обеспечивает достоверный контроль этого параметра жидкого металла в емкости, закрытой слоем шамотного кирпича.

Проведены исследования инфразвукового способа контроля уровня металла, основанного на резонансных свойствах промежуточного ковша как замкнутого объема. Промежуточный ковш представляет собой резонатор Гельмгольца, наполненный жидким металлом. Струя жидкого металла, переливаемая из сталеразливочного ковша в промежуточный, представляет собой источник звука. Заключенная в резонаторе газовая среда колеблется в унисон с ним. Амплитуда колебаний зависит от соотношения между величинами периодов собственного и вынужденного колебаний, а частота определяется соотношением [4].

$$f = \frac{cS}{2\pi} \sqrt{\frac{\rho_r}{mV}}, \quad (6)$$

где f – частота волн на поверхности жидкого металла, Гц;

c – скорость распространения звука в газообразной среде, м/с;

ρ_r – плотность газообразной среды, кг/м³;

S – площадь поверхности горловины промежуточного ковша, м²;

m – масса газообразной среды, кг;

V – объем газа, м³.

Важной функцией измерительной части САР уровня металла в промежуточном ковше является выдача информации о фактической массе металла в конце разливки в систему оптимизации мерных заготовок [5], а также сигнализация о полном расходе разливаемого металла.

Литература:

1. Лукоянов Б.Е. Измерение уровня металла в закрытых емкостях сталеразливочных агрегатов / Б.Е. Лукоянов, А.Д. Рохмистров // Автоматизация сталеплавильного производства. – М.: Металлургия, 1975. – № 6. – С. 132 – 137.
2. Харвей А.Ф. Техника СВЧ / А.Ф. Харвей. – М.: Сов. Радио, 1965. – 782 с.
3. Анго А. Математика для электро- и радиоинженеров / А. Анго. – М.: Наука, 1965. – 778 с.
4. Артынский В.М. Контроль уровня жидкого металла методами ультразвуковой техники / В.М. Артынский, И.И. Бирюков // Автоматизация сталеплавильного производства. – М.: Металлургия, 1975. – № 6. – С.137 – 144.
5. Богушевский В.С., Сухенко В.Ю. [Электронный ресурс] Оптимальные алгоритмы управления МНЛЗ // Матеріали XI Міжнародної науково-практичної конференції «Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра». – Режим доступу: <http://www.fhotm.kpi.ua/labours/labours-2013.pdf>. – С. 73 – 79.

Богушевский В.С.

(НТУУ «КПІ», г. Київ)

ИЗМЕРЕНИЕ УРОВНЯ МЕТАЛЛА В КРИСТАЛЛИЗАТОРЕ

E-mail: bogysh@gmail.com

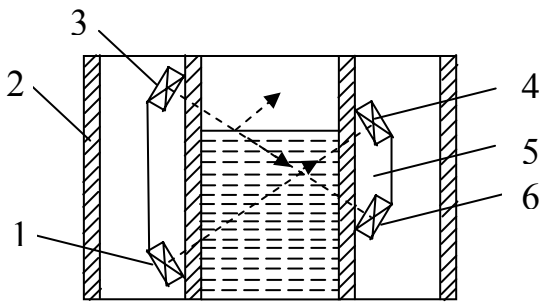


Рис. 1. Акустический уровнемер

Введение. Система автоматического регулирования уровня металла в кристаллизаторе (САР) строится на стандартных ПИ- или ПИД-регуляторах, воздействующих на стопор или скользящий шибберный затвор промежуточного или сталевозного ковша. Точность стабилизации уровня не должна быть менее ± 20 мм. Для контроля уровня жидкого металла разработан ультразвуковой метод, основанный на различии акустического сопротивления сред.

Акустическое сопротивление металла в 200...300 раз больше сопротивления жидкости, а акустическое сопротивление последней в 3000...4000 раз больше сопротивления газообразной среды.

Результаты исследований. Для измерения применяли как уровнемеры непосредственного отсчета текущего значения уровня жидкого металла, так и дискретные сигнализаторы, фиксирующие определенное значение уровня. Сигнализаторы работают на принципе измерения энергии ультразвуковой волны. Два ультразвуковых датчика располагают вертикально на внешней стенке кристаллизатора. Если кристаллизатор без металла, то отражение ультразвуковых волн происходит непосредственно от той стенки кристаллизатора, через которую была направлена ультразвуковая волна. Если кристаллизатор заполнен металлом, отражение этих волн происходит на его противоположной стенке, после прохождения через жидкий металл. Во время работы устройства ультразвуковые датчики передают звуковую энергию, которая в зависимости от условия распространения, возвращается к датчикам. В процессе измерения уровня жидкого металла могут возникнуть случаи: уровень удерживается в заданных пределах, т.е. на высоте между датчиками; уровень выше допустимого значения; уровень ниже допустимого значения.

В каждом из трех случаев происходит перераспределение звуковой энергии на датчиках, что отражается на индикаторе.

Акустические уровнемеры непосредственного отсчета текущего значения уровня жидкого металла в кристаллизаторе работают на принципе локации через газовую среду (рис. 1). В корпусе кристаллизатора 2 на подвижной каретке установлены вертикально парно излучающие и приемные ультразвуковые датчики 1 – 4 и 3 – 6. Так как акустические каналы смещены один относительно другого по высоте, то при опускании зеркала металла ультразвуковой луч верхнего канала 3 – 6 преломляется первым и, следовательно, сигнал в приемном датчике 6 этого канала будет минимальным из-за изменения угла преломления. Дальнейшее понижение уровня металла приводит к разрыву акустического контакта канала 1 – 4, вследствие чего сигнал в приемном датчике 4 стремится к минимуму. Отсутствие сигналов в приемных датчиках 4 и 6 обоих каналов свидетельствует о том, что граница раздела воздух – жидкий металл опустилась. Чтобы ее найти, необходимо каретку 5 опускать вниз до появления сигнала в канале 1 – 4. Если граница раздела находится на таком уровне, что акустический сигнал присутствует в обоих каналах, то каретка 5 перемещается вверх до исчезновения акустического контакта в канале 3 – 6.

Датчики уровня, применяемые на МНЛЗ, при работе в диапазоне 150...200 мм, не могут обеспечить контроль интенсивности заполнения кристаллизатора ниже зоны слежения, что зачастую приводит к срыву разливки и выходу агрегата из строя. Исследования показали, что для контроля интенсивности наполнения кристаллизатора с целью автома-

тизации пускового режима разливки может быть использована информация о тепловом потоке от боковых стенок кристаллизатора.

Выводы. Испытание акустических уровнемеров в САР уровня металла в кристаллизаторе показало, что они обеспечивают в комплекте с ПИ- и ПИД- регуляторами требуемую точность регулирования ± 20 мм.

Бубликов В.Б., Бачинский Ю.Д., Берчук Д.Н.

(ФТИМС НАН Украины, г. Киев)

РАЗВИТИЕ МЕТОДОВ УПРАВЛЕНИЯ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕМ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА

Действующие технологии высокопрочного чугуна устарели. В настоящее время активно идет создание научного базиса для нового этапа эволюционного развития технологий на ближайшие 20-25 лет. Разработка более эффективных модификаторов, процессов модифицирующей обработки и методов управления кристаллизацией и структурообразованием отливок продолжают оставаться главными направлениями НИР и совершенствования технологий высокопрочного чугуна. Проблема улучшения структурообразования отливок из ВЧ может быть успешно решена повышением эффективности модифицирующего воздействия на предкристаллизационное состояние расплава. В технологиях высокопрочного чугуна модифицирование решает 2 важнейшие задачи – создание условий для формирования сферокристаллов графита и предотвращение образования структурно-свободного цементита (отбела). Модифицирование запускает комплекс физико-химических процессов, изменяющих структуру и свойства железоуглеродистого расплава в направлении создания условий для оптимальной кристаллизации и формирования заданной структуры и свойств отливок из ВЧ. Максимальная эффективность модифицирования может быть достигнута путем проведения модифицирующей обработки расплава в предкристаллизационном периоде с последующей фиксацией эффекта модифицирования быстрой кристаллизацией, что подтверждается приведенными в табл. 1 экспериментальными данными.

По сравнению с традиционным ковшовым модифицированием, в условиях которого, как известно, получение из высокопрочного чугуна тонкостенных отливок без отбела является проблематичным, модифицирование в предкристаллизационном периоде обеспечивает в тонкостенных отливках кардинальное измельчение структуры – количество включений шаровидного графита увеличивается более чем в 7 раз, при этом количество феррита в металлической основе увеличивается более чем в 3 раза.

Таблица 1 – Влияние ковшового (КМ) и внутриформенного (ВФМ) модифицирования в предкристаллизационном периоде на микроструктуру высокопрочного чугуна в ступенях технологической пробы

Толщина ступени, мм	Количество включений шаровидного графита, мм ⁻²		Количество феррита в металлической основе, %	
	КМ	ВФМ	КМ	ВФМ
3	220	1650	7	85
5	170	1430	10	90
10	115	822	30	95

Определены основные средства управления процессом модифицирования чугуна в предкристаллизационном периоде:

- высокоэффективное модифицирование в проточных реакторах, расположенных в литейных формах;

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

Модифицирование в предкристаллизационном периоде в сочетании с повышением скорости снятия перегрева расплава и теплоотвода при кристаллизации интенсифицирует в разы 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. Метод модифицирования в предкристаллизационном периоде представляет современному литейному производству новые возможности для создания высококоротабельного производства высококачественных тонкостенных отливок из высокопрочного чугуна.

Бурова Д.В., Троцан А.И., Гоманюк В.Д.

(ГВУЗ «ЛГТУ», г. Мариуполь)

ЗАКАЛКА СТРОИТЕЛЬНЫХ СТАЛЕЙ ИЗ МЕЖКРИТИЧЕСКОГО ИНТЕРВАЛА ТЕМПЕРАТУР (МКИТ)

E-mail: malinovadasha@ya.ru

В последние годы, в связи с трудностями в приобретении применяемых для ремонта оборудования листовых среднеуглеродистых улучшаемых сталей, начали использовать строительные низколегированные стали. Однако в состоянии поставки они не обеспечивают требуемую долговечность деталей машин из-за сравнительно невысоких прочностных свойств. Обычно у потребителя их не подвергают термообработке. В данной работе изучалась возможность у строительных сталей 09Г2С, ЕН36, 10Г2ФБ существенно повысить прочностные свойства до уровня среднеуглеродистых улучшаемых сталей при сохранении такой же, как у них, пластичности и ударной вязкости.

Обычно закалка доэвтектоидных сталей проводится с температур, несколько превышающих $A_{с3}$. Это относится и к строительным сталям. Известны работы по закалке сталей 09Г2С и 10Г2ФБ с температур 1000...1100 °C. Однако такой высокотемпературный нагрев требует значительных энергозатрат. Представляло интерес изучить закалку из МКИТ. Между тем, такая закалка используется лишь для низкоуглеродистых низколегированных сталей, применяемых для глубокой вытяжки. При этом в них строго регламентируется количество мартенсита (25...30 %), чтобы иметь высокую пластичность. В данной работе при закалке из МКИТ исследованных сталей количество мартенсита варьировалось в широких пределах. Охлаждающей средой служила вода. Проводились металлографические исследования и определение механических свойств. Полученные данные показывают, что с повышением температуры нагрева под закалку в МКИТ и, особенно после перехода в аустенитную область, прочностные свойства увеличиваются, а пластичность и ударная вязкость снижаются. Это обусловлено увеличением количества мартенсита в структуре и, соответственно, снижением доли феррита. Механические свойства согласно требованиям, предъявляемым к среднеуглеродистым низколегированным сталям, после закалки и высокого отпуска во многих случаях находятся в диапазоне: $\sigma_{0,2} = 750...950$ МПа, $\sigma_B = 900...1000$ МПа, $\delta = 10...12$ %, $\psi = 40...55$ %, $KCU = 0,6...1,0$ МДж/м².

Закалка из МКИТ с 800...840 °C исследованных сталей во многих случаях может их удовлетворить, поскольку уровень механических свойств таков: $\sigma_{0,2} = 810...1000$ МПа, $\sigma_B = 930...1100$ МПа, $\delta = 10...14$ %, $\psi = 54...63$ %, $KCU = 0,9...1,10$ МДж/м². Закалка из МКИТ является энерго- и ресурсосберегающей термообработкой, поскольку температура нагрева в МКИТ ниже, чем обычно принятая из аустенитной области. Кроме того, при закалке не используется дорогое и неэкологическое масло, а после неё не требуется отпуск, который также энергозатратен. Результаты исследований внедрены в производство и показали свою эффективность. В ряде случаев для получения повышенного уровня прочностных свойств, пластичности и ударной вязкости строительные стали подвергаются закалке

ке и высокому отпуску, который требует дополнительных энергозатрат. В данной работе изучалась возможность получения в исследованных строительных сталях близкого уровня механических свойств за счет применения изотермической закалки, которая обычно к таким сталям не используется. В отличие от того, как это обычно принято, изотермическая закалка проводилась с нагревом в МКИТ. После пребывания 30...60 мин при 760 °С образцы для определения механических свойств охлаждались в воде до 500 °С, а затем выдерживались в печи в течение 30, 60 и 90 мин. Такой способ изотермической закалки является экологически чистым, поскольку не требует применения расплавов нитратов или щелочей. Наиболее высокие механические свойства получены у сталей EN36 и 10Г2ФБ после изотермической выдержки при 500 °С в течение 60 мин. Они у этих сталей составляют: $\sigma_{0,2}=503...570$ МПа, $\sigma_B = 615...695$ МПа, $\delta = 20...22$ %, $\psi = 73...76$ %, $KCU = 1,7...1,8$ МДж/м². Полученные данные показывают целесообразность применения закалки из МКИТ (в том числе изотермической по схеме «вода-печь») как экологически чистой энергосберегающей термообработки.

Бурова Д.В., Троцан А.И.

(ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 15Г, ТЕРМООБРАБОТАННОЙ С НАГРЕВОМ В МЕЖКРИТИЧЕСКИЙ ИНТЕРВАЛ ТЕМПЕРАТУР (МКИТ)

E-mail: malinovadasha@yandex.ru

Обычно малоуглеродистые низколегированные стали, к которым относится 15Г, подвергаются нормализации, а в ряде случаев – улучшению, что обеспечивает наиболее хорошее сочетание механических свойств. Следует подчеркнуть, что при их проведении аустенитизация осуществляется при температурах, превышающих A_{c3} (900...950 °С). Энергосбережение в настоящее время является чрезвычайно актуальной проблемой. Одним из перспективных направлений ее решения в термообработке может быть снижение температуры нагрева из аустенитной области в МКИТ.

В данной работе изучалось влияние на структуру и механические свойства стали 15Г, широко применяемой в промышленности, закалки из МКИТ с последующим высоким отпуском, а также изотермической закалки. Проводились металлографические и дюрометрические исследования, определялись механические свойства.

Полученные данные о влиянии температуры нагрева в МКИТ при проведении нормализации на механические свойства стали 15Г показывают, что нормализация с нагревом в МКИТ позволяет получить более высокий уровень механических свойств, чем типовая нормализация с нагревом в аустенитную область (900 °С). Это обусловлено формированием более дисперсной структуры феррито-карбидной смеси вследствие обогащения аустенита углеродом и марганцем при выдержке в МКИТ, что приводит к его распаду при более низких температурах, чем в случае охлаждения из аустенитной области.

После закалки из МКИТ прочностные свойства ниже, а пластичность и ударная вязкость выше, чем после типовой термообработки. Последнее связано с тем, что в результате выдержки в МКИТ происходит дополнительное измельчение зерна. Кроме этого, в процессе выдержки в МКИТ происходит снижение концентрации углерода и азота в феррите, которые очень сильно его охрупчивают. Этот факт, по-видимому, и приводит к повышению пластичности стали, поскольку наряду с сорбитом отпуска в структуре присутствует феррит.

У стали 15Г после рационального режима закалки с нагревом в МКИТ и более низкой, чем обычно принято, температуры отпуска можно достичь уровня механических свойств, близкого к таковому, после типового режима улучшения при меньших энергозатратах.

Хорошее сочетание свойств в исследованной стали получено после изотермической закалки с 800 °С и выдержки при 500 °С 40 мин. Прочностные характеристики близ-

ки получаемым после улучшения по типовому режиму, а пластичность и ударная вязкость выше.

Следует подчеркнуть, что уровень механических свойств после указанного выше режима изотермической закалки с нагревом в МКИТ соответствует X70 ($\sigma_B = 600 \dots 700$ МПа, $\sigma_{0,2} = 500 \dots 600$ МПа, $\delta \geq 20$ %).

Это может быть объяснено получением благоприятного сочетания в структуре нижнего бейнита, феррита и небольшого количества остаточного аустенита, располагающегося по границам рек. Не исключено его превращение в мартенсит деформации, что является дополнительным фактором повышения механических свойств.

Изотермическая закалка является энергосберегающей термообработкой по сравнению с улучшением, так как не требует проведения дополнительного нагрева при отпуске.

Верховлюк А.М., Надікова Д.М.

(ФТИМС НАН України, м. Київ)

МІЖФАЗНА ВЗАЄМОДІЯ МІДІ ТА ІІ СПЛАВІВ З ВОГНЕТРИВКИМИ МАТЕРІАЛАМИ

Для отримання різного типу сплавів важливо правильно підібрати матеріали плавильних тиглів і форм, щоб мінімізувати взаємодію розплаву з твердою поверхнею. Відомо, що мідь погано змочує графіт, алунд і кварцове скло. Однак добавки цинку і марганцю в деякій мірі підвищують адгезійну взаємодію. В даній роботі проведений літературний аналіз даних по міжфазній взаємодії та експериментальне вивчення змочування зазначених матеріалів рідкими сплавами Cu – 10 мас. % Zn – (0...2) мас. % Mn методом лежачої краплі.

У табл. 1 наведено результати літературного огляду.

Таблиця 1 – Контактні кути змочування вогнетривких матеріалів міддю та сплавами на її основі

Метал, розплав	Матеріал підложки	Температурний інтервал, °С	Атмосфера	Контактний кут змочування (θ), град.	Аналітична залежність контактного кута змочування
Cu	Al ₂ O ₃	1070...1600	–	120...170	$\theta = 223 - 0,081 t$ $\theta = 238 - 0,081 t$
Cu	кварцове скло	1100...1600	–	115...161	$\theta = 214 - 0,063 t$
Cu	графіт	1150...1600	–	120...170	$\theta = 144 - 0,0017 t$
Cu-Mn	Al ₂ O ₃	1100 1200 1300	аргон	103 (при 0,057...0,446 ат. % Mn)	$\theta = 99 + 22 \cdot X_{Mn} - 109 \cdot X_{Mn}^2$ $\theta = 95 - 37 X_{Mn}$
Cu-Mn	графіт	1100...1145 1200...1250	–	–	$\theta = 141 - 313 \cdot X_{Mn} + 135 \cdot X_{Mn}^2$ $\theta = 137 - 344 \cdot X_{Mn} + 185 \cdot X_{Mn}^2$
Cu-Zn	–	–	гелій	1250...1330 мН/м (при 0...10 ат. % Zn)	–

Експериментальне дослідження проводили методом лежачої краплі. Для проведення вимірів в камері печі на столику розміщували підложку з дослідним зразком масою 0,6...1,2 г, герметизували піч і вмикали вакуумну систему. Після досягнення заданого вакууму ($P = 102...103$ Па) і заповнення камери інертним газом проводили нагрівання. Температуру вимірювали за допомогою термопари ПП1. Робочу зону печі нагрівали із швидкістю $100...150$ °С /хв. Досягнувши заданої температури, рідку краплю витримували протягом 10 хвилин і безперервно знімали зображення за допомогою цифрової відеокамери. Отримані знімки з відеокамери копіювалися на комп'ютер, де оброблялися спочатку програмою Photoshop, для того щоб отримати контур краплі, потім за допомогою програми WinDig, щоб задати координати для кожної точки краплі, а потім за допомогою спеціальної програми MatLab.

Дослідження розплавів системи Cu-Zn-Mn проводилося при тиску гелію 1 атм. і при температурах від 1070 °С до 1250 °С. В результаті було встановлено, що при $t = 1207$ °С рівняння перетинає вісь абсцис, тобто $\theta = 0$. Результати дослідження описуються рівнянням:

$$\theta = 77 + 0,25 t - 0,00026 t^2 \quad (1)$$

Вініченко В.Г., Стрижакова К.В., Хроленко Д.Ф., Могилатенко В.Г.
(НТУУ «КПІ», м. Київ)

**РОЗРОБКА ТЕХНОЛОГІЇ СПІНЮВАННЯ СИЛУМІНУ З ВИКОРИСТАННЯМ
ЛІГАТУРИ Al-Si-CaCO₃
E-mail: kenny_vv@mail.ru**

Спінений алюміній – це новий клас надлегких композиційних матеріалів з комірчатою структурою. Він забезпечує унікальну комбінацію нових фізичних та механічних властивостей, недосяжних для монолітних матеріалів. Розробка технології отримання піноалюмінію – матеріалу, який характеризується унікальним поєднанням таких властивостей, яких сьогодні не має жоден конструкційний матеріал, безумовно має високу актуальність.

Алюмінієві піни використовуються для захисту від удару, для підвищення жорсткості порожнистих профілів, для виготовлення негорючих фасадних елементів будівель, легких і вогнестійких кабін ліфтів, у виробництві теплостійких демпфувальних матеріалів, для зміцнення анкерів у бетонних стінах.

Помітні переваги піноалюмінію в шумопоглинанні при підвищених частотах (більше 800 Гц).

Піноматеріали також застосовують в легких конструкціях, які працюють при підвищених температурах. Умови введення – поняття досить широке, що включає практично всі технологічні параметри процесу одержання ливарних композиційних матеріалів (ЛКМ). Питання технології є вирішальними для якості й самої можливості одержання ЛКМ. Одержання ЛКМ визначається взаємодією часток дисперсної фази та розплаву. Але сама ця взаємодія здійснюється тільки при створенні сприятливих умов: температури й часу процесу, умов замішування і розподілу часток у розплаві, наявності каталізаторів або інгібіторів зазначеної взаємодії і т.д.

Для дослідження умов одержання пористого сплаву була розроблена матриця проведення експериментів на основі випадкових чисел, яка включає в себе 16 експериментів. Факторами було обрано температуру введення лігатури, температуру кокілю та діаметр вилівка при литті у кокіль. Відповідно їх змінювали в межах ($800...860$) °С, ($680...800$) °С та фіксували діаметр вилівка на рівнях 12 мм, 17 мм і 28 мм. Кількість введеної лігатури з вмістом 10% CaCO₃ стабілізували на рівні 1% від маси розплаву.

Одержали наступні результати, наведені на рис. 1. Слід зауважити, що у виливку діаметром 28 мм пористість змінювалася слабо (від 1 до 6%). А із зменшенням діаметру збільшувалася, особливо при діаметрі 12 мм.

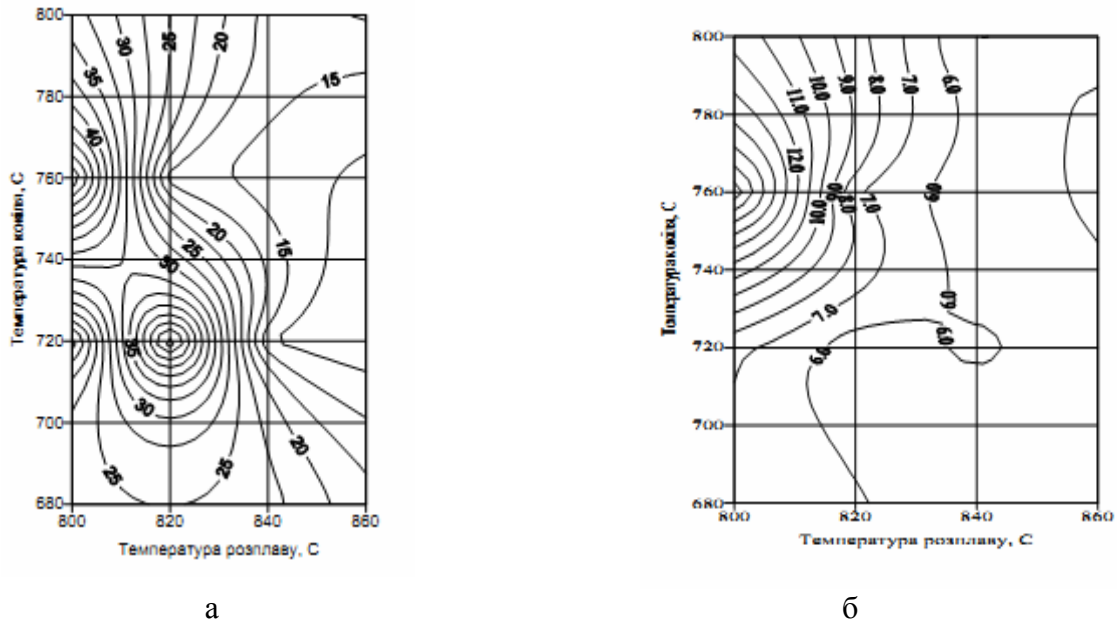


Рис. 1. Вплив факторів експерименту на пористість виливків діаметром 12 мм (а) та 17 мм (б)

Вже зараз зрозуміло, що пористість сильно залежить від режиму охолодження. Найкращі умови відповідають меншій температурі металу (800 °С) і температурі металевої форми – (760...780) °С.

В подальшому потрібно ще раз перевірити одержані дані та збільшити кількість введення пороутворювача. Але вже зараз зрозуміло, що одержано стабільні результати.

Вінченко В.Г., Стрижакова К.В., Хроленко Д.Ф., Могилатенко В.Г.
(НТУУ «КПІ», м. Київ)

ВИГОТОВЛЕННЯ ЛІГАТУРИ Al-Si-CaCO₃ ЗАМІШУВАННЯМ ЗА ДОПОМОГОЮ ІМПЕЛЕРА

E-mail: kenny_vv@mail.ru

Пінометали почали розробляти в США, в середині минулого століття. Вони використовувались в авіаційній промисловості, але тільки в останні 10 років дослідження в цьому напрямку набули широкого спектру. Щільність матеріалу знаходиться в межах 400...1500 кг/м³. Розробка технології отримання піноалюмінію – матеріалу, який характеризується унікальним поєднанням таких властивостей, яких сьогодні не має жоден конструкційний матеріал, безумовно має високу актуальність.

Алюмінієві піни використовуються для захисту від удару, для підвищення жорсткості порожнистих профілів, для виготовлення негорючих фасадних елементів будівель, легких і вогнестійких кабін ліфтів, у виробництві теплостійких демпфувальних матеріалів, для зміцнення анкерів у бетонних стінах.

З огляду ливарних методів, найперспективнішим є спінювання алюмінію за допомогою пороутворювача карбонату кальцію. Метод замішування пороутворювача до розплаву дає досить непогані показники по рівномірності порового простору – тому подальше його вдосконалення і оптимізація щодо застосування для виготовлення виливків є актуальним завданням.

В даній роботі розроблялась технологія виготовлення лігатури Al-Si-CaCO₃.

Процес одержання лігатури значною мірою залежить від температурного режиму. Методика полягає в наступному. В тигель завантажується алюмінієвий сплав, який нагрівається до температури 720...740 °С. Засипається пороутворювач CaCO₃ у кількості 10 % від маси.

Зважаючи на те, що поверхнева плівка на поверхні рідкого алюмінію заважає проникненню частинок під поверхню розплаву, і цьому сприяє так званий «понтонний ефект» за рахунок адсорбованих газів, необхідно вживати певні заходи при замішуванні. Наприклад інтенсифікувати замішування за рахунок магнітодинамічного перемішування розплаву. Але це потребує певних капіталовкладень.

Після закінчення перемішування, незважаючи на практично повне замішування частинок, відбувалася їх седиментація. Тому наступним кроком при постійному перемішуванні додатково знижували температуру розплаву майже до температури твердо-рідкого стану. При цьому не спостерігалось розшарування розплаву і було одержано однорідну лігатуру для подальшого її використання при створенні пористого алюмінієвого сплаву.

Ступінь засвоєння твердої фази сягав 95%, а після зливання металу в тиглі не залишалось ніяких твердих частинок CaCO₃.

Було виготовлено портативний імпелер (рис. 1), який проградували на швидкість обертання на повітрі та у розплаві алюмінію (рис. 2).



Рис. 1. Імпелер

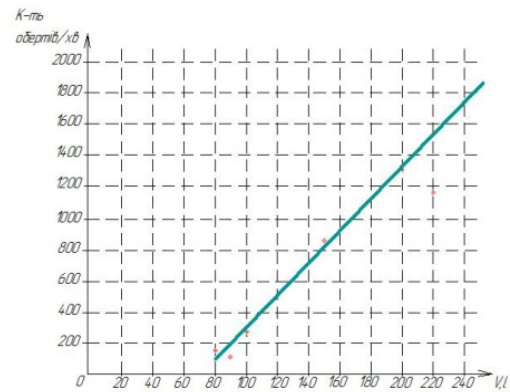


Рис. 2. Градування змішувача

Швидкість обертання при роботі з розплавом алюмінію залежить від глибини занурення імпелера. При глибині занурення до 50 мм швидкість обертання зменшується на 10...15 % при потужності двигуна 180 Вт і напрузі 240 В. При більших зануреннях необхідно збільшувати потужність двигуна.

Волкотруб М.П., Прилуцький М.І., Роздобудько І.В.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

ЕЛЕКТРОШЛАКОВА ТЕХНОЛОГІЯ ОТРИМАННЯ ВИЛИВКІВ ЗА ГАЗИФІКОВАНИМИ МОДЕЛЯМИ З ХРОМОНІКЕЛЕВИХ СТАЛЕЙ

Основним напрямком удосконалення будь-якого виробництва являється модернізація відомих і створення нових технологічних процесів, які дозволяють зменшити витрати матеріалів, покращити умови праці, підвищити ефективність виробництва і якість продукції.

У зв'язку з цим все більш широке застосування знаходить спеціальна електрометалургія.

Одним із провідних методів виготовлення деталей являється лиття за моделями, що газифікуються, в основі якого лежить процес отримання виливків шляхом заповнення форми рідким металом, виплавленим методом електрошлакової технології.

Метою даної роботи є розроблення електрошлакової технології отримання виливків із сталі 10X18H10TЛ за газифікованими моделями, яка б дозволяла отримати метал високої якості. Як об'єкти досліджень вибрані виливки, отримані за газифікованими моделями з відходів.

Електрошлакова технологія (ЕШТ) була розроблена близько 50 років тому в інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України. Тепер ця технологія відома металургам усього світу. Складовою її частиною є нові технологічні процеси одержання литих виробів, які забезпечують підвищення якості металу при одночасному зниженні трудомісткості і собівартості виготовлених виробів, а також покращення умов праці на машинобудівних підприємствах.

В електрошлаковому металі значно знижується вміст шкідливих домішок, газів і неметалевих включень. Так, вміст сірки при електрошлаковому переплаві може бути знижено, в залежності від складу флюсу і вихідного вмісту сірки в металі, в межах від 1,5 до 5 разів. Вміст кисню зменшується в 1,5...2,5 рази, азоту – 1,1...1,5 рази. В результаті інтенсивної десульфурзації і зниження вмісту газів у зливках електрошлакового переплаву різко зменшується загальна кількість неметалевих включень. Електрошлакова сталь відрізняється високою чистотою по сульфідним і оксидним включенням. При електрошлаковому перепаві шлак є не тільки рафінувальним, але й захисним середовищем. Відсутність контакту рідкого металу з атмосферою при ЕШП обумовлено наявністю на його поверхні рідкої шлакової ванни.

Для виготовлення виливків з використанням електрошлакової технології, зазвичай, використовують електрошлакову тигельну плавку з сифонним зливанням металу з тигельної печі для запобігання потрапляння шлаку в ливарну форму.

Електрошлаковий процес може починатися як на рідкому, так і на твердому старті. Рідкий старт потребує додаткового плавильного устаткування для розплавлення та нагрівання шлаку і подальше його заливання в плавильний тигель електрошлакової установки.

Твердий старт полягає в тому, що початок процесу і наплавлення мінімальної металевої і шлакової ванни ведуть в дуговому режимі з подальшим його переведенням в електрошлаковий.

Режим плавки вибирають у кожному конкретному випадку з урахуванням марки сплаву, типу флюсу й періодичності роботи печі. Перегрівання металу перед заливанням у форму повинно бути на 100...150 °С вищим за температуру ліквідус. Шлак перед розливанням розігрівають до температури, яка на 100...200 °С більша за температуру металу, для чого в кінці плавки підвищують напругу або переходять на роботу з невитратним електродом. Для ЕШП металу використовують установку А-550 з трансформатором ТШС-3000-1.

В останні часи серед перспективних технологічних процесів ливарного виробництва широке розповсюдження одержує лиття за газифікованими моделями (ЛГМ). Процес забезпечує більшу свободу проектування виливків будь-якої конфігурації за рахунок зняття обмежень, які накладаються формою і стрижнем, за уклонами, роз'ємами, габаритами і таке інше.

Метод лиття за газифікованими моделями у всіх його різновидах відрізняється від всіх відомих способів наявністю не видаленої моделі в формі в період її заливання. Газифікована модель розкладається під дією теплоти розплавленого металу з утворенням твердої, рідкої та парогазових фаз продуктів деструкції, які і визначають особливості заповнення форми, її газовий режим і умови формування якісного виливка.

Сталь 10X18H10TЛ є неіржавкою, жароміцною, аустенітною сталлю. З підвищенням температури (від 500 до 800 °С), вмісту вуглецю і збільшенням тривалості витримки при нагріванні розклад аустеніту збільшується, що різко погіршує стійкість сталі проти міжкристалітної корозії. У зв'язку з цим, хромонікелеву сталь 10X18H10TЛ обов'язково використовують у виробках, які працюють при невисоких температурах, не

допускають їх нагрівання до небезпечного температурного інтервалу або роблять повторне гартування на аустеніт, знижують вміст вуглецю в сталі і в присадочних матеріалах при зварюванні. Ця сталь дуже чутлива до сірки, яка при підвищеному вмісті утворює сульфідні нікелю, які розміщуються на межах зерен і різко знижують стійкість до міжкристалітної корозії.

Процес лиття за газифікованими моделями включає операції виготовлення, складання, фарбування пінополістиролових моделей, формовки, заливання, вилучення виливків, охолодження та регенерації формувальних матеріалів. Спочатку виконується підготовка полістиролу, для цього гранульований полістирол спінюють в ручному підспінювачі, в нашому випадку це відбувалось 8 хвилин, бо об'ємна маса полістиролу не повинна перевищувати 25 кг/м³. Вироблення моделей із спіненого пінополістиролу відбувається через 12...24 годин, для цього пінополістирол за допомогою ежектора задувають в прес-форму. Потім спікають в автоклаві при температурі 110...120 °С, тиску – 1,5...2,5 атм. Час спікання залежить від розміру деталі, від товщини стінки, від марки полістиролу. В нашому випадку, спікання відбувалось 3 хвилини і потім прес-форму охолоджували у воді. Після цього пінополістиролові моделі фарбуються протипригарними фарбами (водний розчин оксиду цинку) товщиною 0,4...0,8 мм. Протипригарні фарби готують у фарбозмішувачах і наносять на моделі пензликами. Сушка відбувається в сушильних шафах, де повітря нагрівається до температури 60...70 °С, з примусовим переміщенням повітря по об'єму сушильної камери. Потім, при необхідності, моделі разом з ливниково-живильною системою складають у блоки для подальшого заливання.

Формовка блоку фарбованих пінополістиролових моделей проводиться шляхом установки його в контейнер, котрий засипається кварцовим піском без зв'язувального компонента, та підлягає віброущільненню. Після ущільнення кварцового піску верхня частина контейнера герметизується поліетиленовою плівкою, і на стояк встановлюється ливникова чаша. Форма перед заливанням підлягає вакуумуванню. Після заливання металу, форма протягом 2...10 хвилин додатково вакуумується.

Після відключення вакууму від форми виливки в ній охолоджуються ще протягом 10...30 хвилин. Після закінчення циклу охолодження виливків контейнер обертають на 180° і виливки та пісок вилучають із нього без здійснення традиційної операції вибивки.

Надалі пісок піддається охолодженню і регенерації на установці термічної регенерації піску типу РКС, а виливки поступають на фінішні операції.

Процес електрошлакового тигельного переплаву забезпечує практично повну відповідність хімічного складу початкового металу і металу після переплаву (табл. 1, 2). Виключення складає сірка, вміст якої в ході електрошлакового тигельного переплаву суттєво зменшується. В процесі плавки угару піддається титан, із-за цього ми проводимо делегування титаном до потрібного хімічного складу.

Таблиця 1 – Хімічний склад початкової сталі 10X18H10TЛ, % мас.

Марка сталі	C	Si	Mn	Cr	Ni	Ti	S	P
10X18H10TЛ	0,08	0,72	1,68	17,74	10,09	0,48	0,020	0,040

Таблиця 2 – Хімічний склад сталі 10X18H10TЛ після ЕШТП, % мас.

Марка сталі	C	Si	Mn	Cr	Ni	Ti	S	P
10X18H10TЛ	0,11	0,70	1,70	17,80	10,03	0,52	0,003	0,026

Оскільки вуглець і сірка змінили свій вміст, а вони суттєво впливають на механічні властивості сталі, то доцільно їх дослідити.

Сталь 10X18H10TЛ, виплавлена із відходів електрошлаковим переплавом, має високі механічні властивості (табл. 3).

Таблиця 3 – Механічні властивості сталі 10X18H10TЛ після термічного оброблення

Температура, °С	20	100	200	300	400	500	600	650	700
σ_b , МПа	655	510	465	450	445	430	360	355	275
$\Delta\sigma$, МПа	310	245	205	220	220	210	210	195	210
KCU, кДж/м ²	2500	-	3700	-	3170	3650	3600	-	3400
$E \cdot 10^{-3}$, МПа	2,02	1,98	1,93	1,85	1,77	1,69	1,60	1,55	1,50

При електрошлаковому переплаві хімічний склад сталі практично не змінюється, однак за рахунок очищення від неметалевих включень, шкідливих домішок і газів відбуваються суттєві зміни: покращується мікроструктура зливка, збільшується густина металу, знижується воднепроникність. Одночасно із зменшенням складу неметалевих включень, зменшується схильність сталей, і в першу чергу високолегованих, до появи тріщин.

Електрошлаковий процес дозволяє отримати метал високої якості:

- зменшується вміст сірки в металі до тисячних долей;
- збільшуються фізико-механічні властивості, хімічна та структурна однорідність, великий запас в'язких і пластичних властивостей, що забезпечують при тій же системі легування і при тому ж хімічному складі металу можливість отримання високих показників міцності, недосяжних при інших технологіях;
- добра поверхня виливків;
- відсутність типових для виливків дефектів у вигляді пористостей, нещільностей, усадкових раковин.

Волошко С.М., Бурмак А.П.

(НТУУ «КПІ», г. Київ)

**УПРОЧНЕНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16
УЛЬТРАЗВУКОВОЙ УДАРНОЙ ОБРАБОТКОЙ В СРЕДЕ ЖИДКОГО АЗОТА**

E-mail: abyrmak@gmail.com

Разработка технологий, которые позволяют обеспечить одновременное повышение прочности и пластичности стареющих алюминиевых сплавов, представляет значительный практический интерес. С целью измельчения зерна для повышения прочности активно применяется интенсивная пластическая деформация в условиях криогенных температур, которая, как допускается, подавляет процессы возвращения. При низких температурах, во-первых, необходим меньший уровень напряжений для формирования измельченной субзеренной структуры; во-вторых – тормозятся диффузионные процессы миграции атомов, а соответственно и термически активированные механизмы возобновления деформированной структуры. Торможение процесса динамической рекристаллизации приводит к существенному повышению плотности дислокаций. Такое микроструктурное состояние при последующем отжиге обеспечивает формирование сверхтонкой зеренной микроструктуры, которая обеспечивает более высокую прочность и пластичность как чистых металлов, так и сплавов. Следует отметить, что после высокотемпературного деформирования для металла при комнатной температуре характерна стабильная структура, стойкое распределение дефектов и границ. В случае криодеформации металл, перенесенный в условия комнатной температуры, фактически подвергается низкотемпературному отжигу, в результате которого и формируется конечная структура, которая определяет характеристики материала.

В данной работе предлагается методика проведения ультразвуковой ударной обработки (УЗУО) алюминиевого сплава Д16 в жидком азоте при условиях всестороннего сжатия образца. Целью работы является установление закономерностей влияния ультразвуковой ударной обработки в среде жидкого азота на микроструктуру и микротвердость приповерхностных слоев алюминиевого сплава Д16.

На начальных этапах микротвердость сплава Д16 растет не так интенсивно, как при обработке в инертной среде, что связано с низкой температурой деформации. Но в дальнейшем эффект упрочнения в среде жидкого азота растет и достигает ~ 500 % при длительности обработки $\tau = 240$ с, в сравнении с исходным состоянием.

По данным растровой электронной микроскопии, максимальная глубина модифицированного поверхностного слоя сплава Д16 после УЗУО в среде жидкого азота составляет ~ 35...37 мкм, однако эффект упрочнения сохраняется на расстоянии до 240 мкм от поверхности.

По данным электронной микроскопии, измельчения исходной структуры до 15...20 нм происходит после 90 с обработки. Сетчатая дислокационная структура имеет наивысшую плотность в сравнении с другими средами обработки. Существенного роста количества упрочняющей S' -фазы не выявлено. После 140 с обработки уровень микродеформации и плотность дислокаций достигают постоянных значений и в дальнейшем не изменяются. Средний размер ОКР составляет 40 нм. В дальнейшем размер ОКР начинает увеличиваться, величина остаточных макронапряжений сжатия уменьшается практически к нулевым значениям, что свидетельствует о начале развития релаксационных процессов.

После УЗУО в среде жидкого азота происходит снижение шероховатости поверхности, сравнительно с исходным состоянием до ~ 1 мкм.

Рост микротвердости после УЗУО в среде жидкого азота происходит благодаря накоплению высокой плотности дислокаций и формированию нанокристаллической структуры, возможным также есть эффект механодинамической диффузии (МДД) атомов азота из внешней среды в поверхностные слои сплава в процессе криодеформации.

Волошко С.М., Бурмак А.П.

(НТУУ «КПИ», г. Киев)

**ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ ПРИ
УЛЬТРАЗВУКОВОЙ УДАРНОЙ ОБРАБОТКЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
ПОВЕРХНОСТИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16**

E-mail: abyrmak@gmail.com

Создание новых упрочняющих технологий для изделий и конструкций из алюминиевых сплавов является актуальной задачей современной авиационной и автомобильной промышленности. В связи с этим, значительное внимание уделяется разработке способов упрочнения объема и поверхности легких сплавов с помощью интенсивной пластической деформации (ИПД).

Эксплуатационный ресурс изделий из таких сплавов может быть существенно повышен благодаря комбинированным методам, которые сочетают стандартные упрочняющие термообработки объема материала и поверхностные методы ИПД, которые обеспечивают существенное повышение усталостной прочности и износостойкости. Широкое распространение с этой целью приобрела технология обработки поверхности ускоренными мелкими шариками из высокопрочных материалов. Однако данный метод не достаточно технологически гибкий. В связи с этим наиболее эффективной может стать технология ультразвуковой ударной обработки (УЗУО). На данное время, относительно алюминиевых сплавов, этот метод в основном используется для существенного снижения остаточных напряжений в сварных соединениях литейных сплавов, что способствует повышению их усталостной прочности.

Большой интерес представляют исследования возможностей применения интенсивных режимов УЗУО в разных средах для достижения высокопрочных состояний поверхностных слоев деформируемых дисперсионно-упрочняемых сплавов, которые до данного времени практически не проводились. В связи с этим установление закономерностей деформационного формирования структуры и эволюции физико-химического со-

стояння поверхневих шарів промислового алюмінієвого сплаву Д16 под действием УЗУО в химически активных и нейтральных газах является актуальной задачей современного металловедения.

Целью работы является определение закономерностей изменений фазового и химического состава, структуры и механических характеристик поверхностных слоев алюминиевого сплава Д16 под действием ультразвуковой ударной обработки в разных средах.

Установлен циклический характер изменения микротвердости поверхностных слоев сплава Д16 в зависимости от амплитуды и длительности УЗУО на воздухе и в инертной среде, который заключается в чередовании стадий упрочнения, обусловленных структурно-фазовыми превращениями, и стадий пластификации за счет протекания диссипативных процессов динамического возвращения и динамической рекристаллизации.

Выявлен эффект механохимического взаимодействия кислорода воздуха с поверхностью сплава Д16, который позволяет с помощью УЗУО осуществлять деформационную наноструктуризацию поверхности и синтезировать оксидные покрытия с микротвердостью до $Hv_{100}=12$ ГПа и толщиной до 20 мкм.

Доказано, что увеличение микротвердости (в 2,5 раза) поверхности сплава Д16 ультразвуковой ударной обработкой в инертной среде (аргон, гелий) обуславливается модификацией дислокационной структуры, деформационным формированием нанокристаллической структуры, а также выделением наноразмерных precipitates упрочняющей S' -фазы Al_2CuMg .

Показана уникальная возможность увеличения микротвердости поверхности сплава Д16 (до ~5 раз) ультразвуковой ударной обработкой в среде жидкого азота (77,4 К), обусловленного синергическим влиянием процессов наноструктуризации и механохимического взаимодействия алюминия с азотом в процессе криодеформации.

Головенько Я.Б., Богомол Ю.І.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

**МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СПРЯМОВАНО ЗАКРИСТАЛІЗОВАНОГО
ЕВТЕКТИЧНОГО СПЛАВУ $V_4C - TiB_2$ ЛЕГОВАНОГО ЛАНТАНОМ**

E-mail: yaruk.ssa@gmail.com

Матеріали на основі карбіду бору привертають до себе увагу завдяки комплексу властивостей, таких як висока твердість, корозійна стійкість та здатність до поглинання нейтронів [1]. Проте низька міцність і висока крихкість обмежує галузі використання такої кераміки.

В даній роботі було досліджено вплив легування лантаном на механічні властивості спрямовано закристалізованого евтектичного сплаву $V_4C - TiB_2$. Мікроструктура одержаного сплаву, легуваного лантаном, являє собою матрицю із карбіду бору, армованого включеннями TiB_2 . Також особливістю структури є наявність третьої фази – гексабориду лантану, яка розташовується на міжфазних границях матриці із V_4C та крупних включень TiB_2 . Залежність зміни механічних властивостей від кількості легувальної домішки показана на рис. 1.

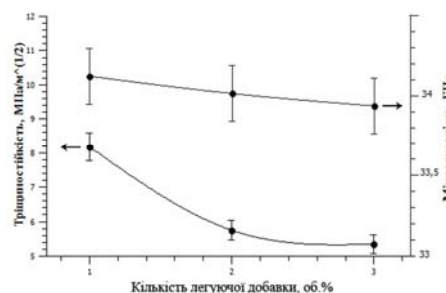
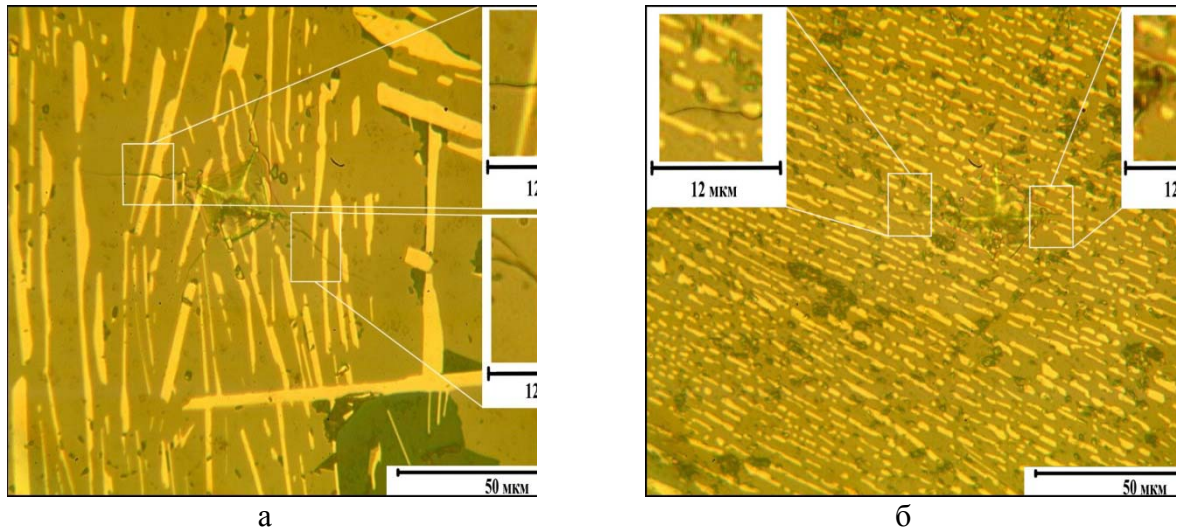


Рис. 1. Залежність механічних властивостей від вмісту хлориду лантану гептагідрату у вихідній суміші

Спадання інтегральної мікротвердості композиту насамперед пов'язано із зростанням вмісту фази LaB_6 , так як серед виявлених фаз саме ця фаза має найменшу твердість по Вікерсу (18...20 ГПа) [2]. Спадання тріщиностійкості пов'язано із укрупненням структури із зростанням кількості введеного хлориду лантану. При поширенні тріщини крупні вclusions руйнуються разом з матрицею (рис. 2, а), в той час як дрібні сприяють відхиленню або гальмуванню тріщини (рис. 2, б).



а – $\text{V}_4\text{C} - \text{TiB}_2$ із 3 об. % LaCl_3 ; б – $\text{V}_4\text{C} - \text{TiB}_2$ із 1 об. % LaCl_3
Рис. 2. Особливості поширення тріщин в композиті

Для спрямовано закристалізованого композиту $\text{V}_4\text{C} - \text{TiB}_2$ легованого 2 об. % LaCl_3 , міцність на згин при кімнатній температурі склала 271 МПа, та при $T = 1600^\circ\text{C}$ – 282 МПа, що, відповідно, на 30 % та на 20 % вище міцності нелегованого евтектичного сплаву $\text{V}_4\text{C} - \text{TiB}_2$. Дещо вищі значення міцності на згин пов'язані із тим, що КТР LaB_6 має проміжне значення між КТР матриці та волокна, що сприяє кращому зчепленню матриці із армувальними вclusions.

Механічні властивості композиційних матеріалів даного типу великою мірою залежать від характеристик зчеплення матриці і армувальної фази, саме тому утворення третьої фази на межі розділу фаз значною мірою впливає на формування механічних властивостей.

Література:

1. Microstructural analyses of $\text{V}_4\text{C}-\text{CeO}_2$ and $\text{V}_4\text{C}-\text{La}_2\text{O}_3$ ceramics / [Tatsuaki Sakamoto, Shu-Chen Sun, Tomoya Furuno etc.] // Journal of Nuclear Materials. – 2011. – №417. – P. 659–662.
2. Hong Li, Richard C. Bradt. Knoop microhardness anisotropy of single-crystal LaB_6 // Material science and engineering. – 1991. – №141. – P. 51–61.

Гресс А.В., Исаев О.Б., Чеботарева О.А.

(ДГТУ, г. Днепродзержинск, WUST, г. Ухань)

**ЧИСЛЕННЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ТЕХНОЛОГИИ ВВОДА
МАКРОХОЛОДИЛЬНИКОВ В КРИСТАЛЛИЗАТОР СЛЯБОВОЙ МНЛЗ**

E-mail: agress@ua.fm

Весьма прогрессивным способом непрерывной разливки, позволяющим решить проблему получения качественной листовой заготовки при одновременном повышении скорости разливки и снижении материальных и энергетических затрат на изготовление металлопродукции, является использование различного вида инокуляторов. Особое внимание заслуживает использование металлической ленты, являющейся побочным продуктом производства листового проката.

Решать задачу разработки соответствующей технологии предпочтительнее комплексом методов физического и математического моделирования с последующей проверкой их выводов на практике. В последнее время первенство отдают более гибкому в этом отношении математическому моделированию.

Численно поставленная задача решалась в естественных переменных методом расщепления по физическим факторам. Адекватность модели проверялась посредством сравнения результатов численных расчетов с данными холодного моделирования и промышленных экспериментов.

Исследовали тепломассообменные процессы в кристаллизаторе размером 300x2300x900 мм при общей высоте расчетной области 0,6 м. Выбор высоты расчетной области обусловлен тем, что, согласно нашим расчетам, за ее пределами скорости потоков металла в горизонтальном сечении кристаллизатора не являются значительными и не оказывают существенного влияния на общую картину тепломассообмена. Моделировали разливку стали марки S355, перегретой на входе в кристаллизатор на 15 градусов выше ее температуры ликвидуса. Расстояние от мениска металла до оси разгрузочных окон погружного стакана составляло 150 мм, угол наклона выходных сопел – 15 градусов вниз к горизонтали. Скорость разливки принимали равной 0,9 м/мин. Температуру поверхности заготовки на выходе из кристаллизатора считали равной 1150 °С. Металлическая лента имела химический состав, аналогичный марке стали Ст45. Толщина ленты составляла 1,5 мм, ширина – 400 мм. Расстояние от оси погружного стакана до начала ленты принято равным 200 мм. Скорость ввода инокулятора в показательных расчетах составляла 2,5 м/мин. Ввиду малой толщины ленты с целью уменьшения времени численного эксперимента использовали расчетную сетку с переменным шагом.

В результате ввода ленты поток жидкого металла раздваивается на два симметричных с постепенным усилением по мере роста глубины его погружения. При этом вертикальный вихрь, находящийся возле погружного стакана, смещается к широкой стенке кристаллизатора, вызывая тем самым некоторое локальное уменьшение скорости кристаллизации. Второй же вихрь, вращающийся в противоположном направлении, постепенно затухает и перемещается по направлению к узким граням агрегата.

У торцов кристаллизатора возникают параллельные узкой грани вихри, затухающие на глубине около 200 мм. В то же время, у разгрузочного отверстия погружного стакана существенно возрастает мощность вихрей, сопровождающих выход расплава из стакана. Вихри постепенно перемещаются к широким граням, а их место занимают менее интенсивные потоки металла с несколько меньшей температурой. Это приводит к росту скорости кристаллизации корки металла в районе погружного стакана и ее снижению на расстоянии примерно половины ширины ленты.

По мере погружения ленты на глубине около 500 мм у поверхности пластины образуется короткозамкнутый поток, приводящий к уменьшению ее толщины. Одновременно потоки металла в районе оси погружного стакана затухают и меняют направление, что приводит к замедлению скорости кристаллизации.

При дальнейшей подаче ленты тепловые и гидродинамические потоки в кристаллизаторе стабилизируются.

Гресс А.В., Стороженко С.А., Стороженко Т.И.

(ДГТУ, г. Днепропетровск)

**ВЛИЯНИЕ СПОСОБОВ ВНЕПЕЧНОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ НА СТРУКТУРУ
СТАЛЬНЫХ ОТЛИВОК**

E-mail: storog69@ukr.net

Успешное развитие машиностроительной отрасли Украины в значительной мере предопределяется развитием ее заготовительной базы – литейного производства, которое требует поиска новых путей повышения качества отливок. Эффективным способом улучшения качества литья является внепечная обработка жидкого металла в литейных ковшах, в частности, посредством продувки инертным газом и использованием в их объеме различного рода фильтрующих перегородок.

Главной задачей исследований являлось изучение вопросов влияния на микроструктуру стальных отливок, полученных по предложенным технологиям: при рафинировании без продувки инертным газом; с продувкой инертным газом; с продувкой инертным газом и применением фильтрующей перегородки.

В результате анализа определено, что характерными неметаллическими включениями в исследуемой стали являются сульфиды I, II, и III типов, оксисульфиды, силикаты, алюмосиликаты, нитриды.

В отливках, полученных из стали, рафинированной по технологии без продувки, неметаллические включения располагались неравномерно, поскольку легкоплавкие включения (оксисульфиды) имеют возможность легко коагулировать и всплывать в жидком металле. Однако, из-за малой скорости естественных конвективных потоков, их всплывание задерживается, и они выделяются в конце затвердевания металла, располагаясь, в основном, по границам зерен, что резко понижает пластичность покрывающей их непрерывной пленки [1]. В центральной части опытных отливок располагались не успевшие всплыть крупные включения. Наблюдалось большое количество коллоидно распределенных малорастворимых и твердых неметаллических включений в жидком металле (в основном, Al_2O_3), которые являются зародышами при кристаллизации, а также скопления облачных неметаллических включений. Общее количество неметаллических включений, определенных по точечному методу, составило 6,25...5,58 %, что в 2,0...2,5 раза больше, чем в отливках, полученных из стали, барботируемой в ковше инертным газом. Причиной является то, что при обработке стальной ванны инертным газом обеспечивается более длительный контакт неметаллических включений со шлаковой фазой в результате создания вынужденных конвективных потоков, направленных к зеркалу металла, и образования вихреобразной гидродинамической структуры в расплаве. Применение такой технологии рафинирования способствует удалению неметаллических включений размером менее 20 мкм, составляющих около 60 % от общего содержания включений в стали. Общее количество неметаллических включений в отливках, полученных по данной технологии, составило 3,86...2,34 %.

В результате обработки стали в агрегате, оборудованном фильтрующей перегородкой и продуваемой снизу нейтральным газом, общее количество неметаллических включений снизилось в 4,5...5,5 раз и составило 0,86...1,53 %. Полученные результаты объясняются более высокой степенью усвоения алюминия и более эффективным удалением неметаллических включений из рафинируемой стали при использовании предложенной технологии. Особенно заметно снизилось количество включений размером более 20 мкм. Наряду с уменьшением количества крупных включений, наблюдалось снижение количества неметаллических включений размером менее 20 мкм благодаря их коагуляции ввиду интенсивного перемешивания с последующей механической задержкой и адсорбцией фильтрующей перегородкой.

Таким образом, доказаны преимущества новых предложенных способов улучшения качества стальных отливок посредством внепечной обработки расплава в литейных ковшах.

Литература:

1. Бельченко Г. И. Неметаллические включения и качество стали / Г. И. Бельченко, С. И. Губенко. – Киев: Техника, 1980. – 168 с.

Гресс А.В., Чеботарева О.А.

(ДГТУ, г. Днепропетровск)

МЕТОДИКА РАСЧЕТОВ ОПТИМАЛЬНЫХ ТЕМПЕРАТУРНО-СКОРОСТНЫХ РЕЖИМОВ ОХЛАЖДЕНИЯ КРУГЛЫХ СОРТОВЫХ ЗАГОТОВОК В УСЛОВИЯХ МНЛЗ ООО «ДНЕПРОСТАЛЬ»

E-mail: agress@ua.fm

Проблеме оптимизации условий затвердевания металла при непрерывной разливке стали уделяется достаточно много внимания [1...8]. Очевидно, что оптимизация режимов охлаждения слитков – многоплановая и чрезвычайно сложная задача, требующая учета многих факторов.

При нахождении оптимальных режимов вторичного охлаждения принимали, что первым функционалом, влияющим на распределение температурной нагрузки на заготовку в пределах бункера зоны вторичного охлаждения (ЗВО), являются относительные напряжения, рассчитываемые как отношение действительных напряжений к предельным. В нашей модели учтено, что, кроме температуры, на напряжения влияют также изменения химического состава металла в процессе кристаллизации, ферростатический напор, конструктивные особенности МНЛЗ, а также интенсивность отбора теплоты.

В качестве следующего функционала принята степень ликвации химических примесей. Заметим, что, согласно нашим расчетам, экстремумы распределения различных ликватов по телу заготовки могут не совпадать. Принято, что сера в большей степени определяет потребительские свойства металлопродукции, поэтому степень ее ликвации должна быть по возможности меньшей.

Параметрами, определяющими функционалы, являлись перегрев металла в кристаллизаторе, скорость разливки, температура поверхности заготовки на выходе из бункера ЗВО и концентрация углерода в ковшовой пробе.

Без сомнения, никакие динамические величины любых процессов не изменяются линейно, поэтому, с целью получения регрессионных зависимостей второго порядка и минимизации количества численных экспериментов, использовали метод ортогонального центрального композиционного планирования.

Полученные данные стандартизировали, определили весовые коэффициенты каждого функционала и решали задачу многокритериального поиска глобального экстремума посредством применения метода эволюционного поиска решения.

Литература;

1. Рутес В.С., Аскольдов В.И., Евтеев Д.П. и др. Теория непрерывной разливки. Технологические основы. – М.: Металлургия, 1971. – 296 с.

2. Соболев В.В., Трефилов П.М. Оптимизация тепловых режимов затвердевания расплавов. – Красноярск: КГУ, 1986. 152 с.

3. Самойлович Ю.А., Седяко Д.Г., Маневич Ю.А. Определение оптимальных режимов охлаждения стальных заготовок при непрерывном литье // Изв. вузов. Черная металлургия, 1989. – № 8. – С. 102–105.

4. Черепанов А.Н., Черепанов К.А. Аналитическое исследование оптимальных режимов охлаждения непрерывного слитка // Изв. вузов. Черная металлургия, 1990. – №12. – С. 71–73.

5. Кислица В.В., Чичкарев Е.А., Федосов А.В. и др. Математическое моделирование и оптимизация режимов вторичного охлаждения непрерывнолитых слябовых заготовок // Вісник Приазовського держ. техн. ун-ту, 2007. – № 17. – С. 50–55.

6. Анিকেєв В.В. Оптимизация интенсивности вторичного охлаждения стальных слитков при полунепрерывном литье // Изв. Самарского науч. центра РАН. 2013. – Т.15, № 4(2). – С. 307–312.

7. Анিকেєв В.В., Лукин С.В., Гофман А.В., Баширов Н.Г. Оптимизация вторичного охлаждения в машине непрерывного литья заготовок // Вестн. Череповецкого гос. ун-та, 2010. – № 1-24. – С. 118–122.

8. Чичкарев Е.А., Троцан А.И., Назаренко Н.В. и др. Исследование и оптимизация режимов вторичного охлаждения при непрерывном литье слябовых заготовок // Математичне моделювання, 2008. – № 2(19). – С. 26–30.

Гусачук Д.А., Парфентьева І.О., Зайчук Н.П.

(Луцький НТУ, м. Луцьк)

ЗНОСОСТІЙКІ ЛИТІ КОМПОЗИТНІ МАТЕРІАЛИ, ОТРИМАНІ НА ОСНОВІ СІРИХ ЧАВУНІВ

E-mail: gda2002@yandex.ua

В сучасному матеріалознавстві чавунів є актуальним напрямком створення на їх основі литих композитних матеріалів (ЛКМ). Причому перспективними являються дослідження з формування гетерогенних структур сплавів ендегенного походження [1].

Для створення динамічних структур та реалізації процесів дисипації як в твердих, так і в рідких розчинах, в роботі використовували легування чавунів міддю в кількостях 6...10 % за масою, а також застосування методів термочасової обробки розплавів. Як відомо, така кількість міді сприяє мікророзшаруванню в рідких розчинах Fe-C сплавів [2].

Впорядкування процесів розшарування металеві системи реалізували термочасовою обробкою, чим, в першу чергу досягали кристалізації графітної фази. З цією метою розплави модифікували магнієвими лігатурами та заохолоджували порціями електротехнічної міді. В експериментах передбачали, що збіднені на вуглець об'єми розплаву чавуну навколо графітних кристалітів будуть виступати акцепторами атомів міді з утворенням рідкої мідистої фази у вигляді оболонки.

В дослідженнях встановлено, що мікрокристаліти графіту виступають об'єктами, які перешкоджають макророзшаруванню розплавів чавуну по міді та явищу седиментації рідкої міді. Структурний стан виливків із Cu-чавунів характеризується яскраво вираженою гетерогенністю металеві системи, що пов'язано з появою високомідистої ϵ -фази як відомої морфології, так і нової її форми, яка фіксується навколо первинних кристалітів графіту у вигляді потовщеної оболонки чи, загалом, сферичного утворення (рис. 1). По суті, в структурі Cu-чавунів з'являються нові сферичні включення $\Gamma+\epsilon$, які суттєво відрізняються за хімічним складом та структурно-механічним станом від металеві матриці і графіту.

Такий структурний стан Cu-чавунів обумовлює якісну зміну як експлуатаційних, так і технологічних властивостей ЛКМ. В експериментах встановлене значне підвищення зносостійкості Cu-чавунів в умовах тертя ковзання, в порівнянні з добре відомими антифрикційними чавунами та деякими ЛКМ екзогенного походження. Крім того, розроблені ЛКМ характеризуються підвищеною пластичністю та здатністю до деформаційного зміцнення. Це дозволяє застосовувати методи обробки тиском для отримання трибовиробів.

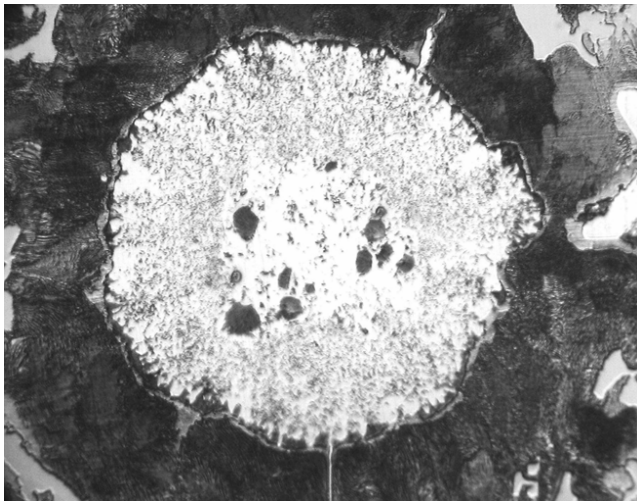


Рис. 1. Оболонка ϵ -фази навколо кристалітів графіту Cu-чавуну ($\times 500$)

Таким чином, присутність сферидів $\Gamma+\epsilon$ в Cu-чавунах відкриває багато можливостей щодо керування їх властивостями у виливках. Зокрема, останніми дослідженнями показана здатність до поглинання ϵ -фазою елементів, які сприяють підвищенню її триботехнічних параметрів: Sn, Pb, Zn, P. Отже, якісно та кількісно змінюючи флукуаційну ситуацію в рідких та твердих розчинах чавунів, можна розширити області їх застосування та отримати ЛКМ з широкою гамою властивостей.

Література:

1. Найдек В.Л. Композиционные материалы – тенденции, проблемы и перспективы развития / В.Л. Найдек, С.С. Затуловский // Процессы литья, 2004. – №4. – С.3- 10.
2. Д.А.Гусачук. Морфологія та характер розподілення мідистих включень у легованих міддю сірих чавунах / Д.А.Гусачук, А.В.Маткова, І.О.Парфентьева // Наукові нотатки. Міжвузівський збірник. – Луцьк: РВВ ЛНТУ, 2011. – Вип. 31. – С. 199-203.

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

ВОЗМОЖНОСТИ СТРУЙНОГО СМЕШИВАНИЯ ПЕСЧАНЫХ СМЕСЕЙ, ТВЕРДЕЮЩИХ В КОНТАКТЕ С ОСНАСТКОЙ

В развитие способа приготовления смеси путем осаждения связующего на зернах песка в псевдооживленном слое с расходом жидкого связующего 1% от массы песка, когда оживающим агентом песка служит связующее в виде тумана (аэрозоля) – газовой среды со взвешенными в ней частицами связующего (дисперсная система Ж-Г) [1], предложен процесс формовки [2], включающий просыпание сухой гипсопесчаной смеси сквозь Ж-Г аэрозоль с увлажнением и послойным насыпанием на модель или в полость стержневого ящика. Увлажнение и гидратация гипса связывают эту смесь до монолитной песчаной формы или стержня. Дозы сухой смеси просыпают сквозь Ж-Г аэрозоль, создаваемый между моделью и дозатором, например, в пространстве опоки. В этом варианте формовки в полость опоки (на вибростоле) помещают деревянную модель с разделительным покрытием или разовую модель и размещают эту оснастку под бункер с песчаной смесью с дозатором. Между дозатором и моделью распыляют Ж-Г аэрозоль, сквозь который просыпают порции сухой песчаной смеси в виде Т-Г аэрозоля. Эти две операции повторяют 5-10 раз или до заполнения смесью оснастки. В 1-м случае получают оболочковую форму, во 2-м – слоистую форму из связанной смеси. Действующие дозаторы засыпки песка при ЛГМ и ВПФ обычно имеют шибера с рядами отверстий. Величиной сдвига и длительностью фиксирования положения шибера регулируют степень открытия этих отверстий и количество прошедшего песка. Изменяя количество сухого и/или жидкого компонента, получают форму с различной (дифференцированной) прочностью смеси, например, по принципу «чем ближе к модели, тем прочнее смесь». Для ускорения формовки можно не прекращать распыление аэрозоли при просыпке через нее доз (порций) смеси, распылять из ряда форсунок на рамке по периметру этой полости оснастки с перемещением рамки и направлением струй в сторону модели и навстречу движению зерен песчаной смеси. Смесью, высыпаясь с дозатора, проходит сквозь Ж-Г аэрозоль, и между подачами частиц слой смеси им

покрывається. Разновидности способа включают такие операции в их любом сочетании: Ж-Г аэрозоль создают из нагретой жидкости; вакуумируют смесь через систему в опоке при контакте ее с Ж-Г аэрозолем или после заполнения опоки; создают направленные потоки Ж-Г дисперсии из ряда форсунок; оснастку во время или после засыпания смеси вибрируют; регулируют прочность связанной смеси формы дозированием компонентов.

При нанесении потока Ж-Г аэрозоля, в который подают сухую песчаную смесь (например, в виде Т-Г аэрозоля) со струйным смешиванием до общего потока в виде дисперсной системы Т-Ж-Г, на поверхность модели возможно перемещение форсунок манипулятором с ЧПУ и таким же управлением всех операций способа формовки. Это наследует идею «принтера» с подвижным в пространстве картриджем, печатающим на подложку одновременно или попеременно «порошком» и «чернилами», которые в контакте отверждают друг друга. «Принтер» обладает версией смешивания «порошка» и «чернил» в Т-Ж-Г дисперсию, отверждаемую на подложке. Массоперенос Т-Ж-Г дисперсии подобен как при пескоструйной обработке (отливки) и пульверизации краски, совмещенных в один процесс с подачей расходных материалов в одном потоке (струйным смешиванием). Усреднение смачивания формовочной смеси стимулируют нагреванием жидкости, вибрацией и вакуумированием формы, капиллярным переносом в гидрофильной песчаной среде. Способ [2] опробован на примере гипсопесчаной смеси, но рекомендован для смесей с известными связующими композициями, пригодными для струйного смешивания.

Литература:

1. Пат. 2397838 РФ, В22С 1/00. Способ приготовления стержневых смесей / В.М. Грузман. – Бюл. 24/2010.
2. Решение от 3.03.2015 о выдаче патента по заявке u201410278 UA, В22С 9/02, от 19.09.2014. Способ формования / В.С. Дорошенко, В.О. Шинский.

Дорошенко В.С., Шинский В.О.

(ФТИМС НАН Украины, г. Киев)

ОПТИМИЗАЦИЯ ЛИТЫХ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ И ПРОЦЕССОВ ИХ ПОЛУЧЕНИЯ ПО РАЗОВЫМ МОДЕЛЯМ

Одной из актуальных научных и практических задач литейного производства является существенное уменьшение массы литых конструкций для изделий машиностроения, в первую очередь транспортных средств с учетом роста их эксплуатационного ресурса. Эти работы ведутся под научным руководством проф. Шинского О.И. по теме «Разработка научных и технологических основ по созданию литых конструкций из железоуглеродистых и цветных сплавов, оптимальных процессов их получения и автоматизированных методов проектирования».

Такие работы вызваны тем, что компьютерные программы известных иностранных компаний: MagmaSoft (Германия), ProCast (США, Франция), Полигон (Россия), SolidCast (США) и др., которыми могут пользоваться отечественные литейщики, созданы для оценки гидродинамических и теплообменных процессов в литейной форме без оптимизации литых конструкций и воспринимают отливку уже как готовый созданный конструктором продукт. К тому же, эти программы не адаптированы к литейным процессам точных (специальных) методов литья, созданных во ФТИМС, как ЛГМ, литье по растворяемым, выжигаемым, ледяным моделям, в сочетании с подачей расплавленного металла под избыточным давлением или гравитационной его заливкой, включая специфику неразъемных форм.

Отсутствуют в этих программных продуктах и возможности оценки литейных процессов в форме при использовании низкотемпературных, оболочковых форм и при получении отливок в формах, насыщенных армирующей фазой из металлических и неметаллических материалов, приближающих отливки к изделиям из композитных материалов.

Методы расчета и конструирования литых деталей в странах СНГ, Украине и нормативная база для их реализации (ГОСТ 26645-85, ГОСТ Р 53464-2009, РТМ 12-60, ОСТ 3-1284-72 и др.) построены на эмпирических уравнениях с учетом процессов формообразования, созданных еще в 60-70 гг. прошлого века и не позволяют реализовать сложные конструкции с высокой размерной точностью. ГОСТ 26645, ГОСТ Р 53464-2009 для литых деталей с габаритами 500...1500 мм при литье в песчаные формы устанавливают допуски значительной величины, что ведет к увеличению толщины стенок отливок и их массы на 50...80 %, а также допуски в пределах 9-11 качества этих ГОСТов тормозят эффективное использование высокопрочных сплавов (сталей, чугунов, алюминия) потому, что уменьшение толщины отливок пропорционально повышению прочности металла нивелируют высокие допуски. По крайней мере, при получении литых деталей с габаритами 500...1500 мм в песчаных формах с номинальной толщиной стенки отливки в 8...20 мм при использовании сплавов с прочностью в 2 раза выше установленные допуски не позволяют уменьшить их толщину пропорционально прочности. Поэтому современные литые конструкции в Украине и странах СНГ превышают расчетные по металлоемкости в 1,5...2 раза, а в Западной Европе – в 1,3...1,5 раза, что ведет к перерасходу энергоносителей, шихтовых материалов, трудоемкости при их производстве в 1,5...2,3 раза.

Главной идеей реализации научно-технической темы является создание основ автоматизированного конструирования литых деталей малой металлоемкости за счет сочетания технологий получения точных литых изделий (преимущественно по разовым моделям) с использованием высокопрочных материалов и компьютерных информационных технологий, разработанных во ФТИМС. Это позволит достичь повышения размерной точности литых конструкций до уровня 5-7 качествен (допуск 1,6...4,0 мм) против традиционных при литье в песчаные формы 9-11 качествен (6,4...12,0 мм) по ГОСТ Р 53464-2009 (26645 -85), а это, соответственно, снизит массу литых изделий в 1,5...1,8 раза.

Дорошенко В.С., Шинский В.О.

(ФТИМС НАН Украины, г. Киев)

ДОСТИЖЕНИЕ МАКСИМАЛЬНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК В МОДЕЛЬНО-ФОРМОВОЧНЫХ ПРОЦЕССАХ ПО РАЗОВЫМ МОДЕЛЯМ

При изготовлении форм из сыпучего наполнителя, уплотняемого вибрацией, важным критерием качества форм является максимально возможная степень уплотнения применяемого песка. Однако традиционный способ определения уплотняемости и насыпной плотности формовочных смесей со связующим (ГОСТ 23409.13-78), в котором используют удары копра, для сыпучего сухого песка неприменим. Полезным был бы контроль плотности песка непосредственно в литейной форме с моделью. Хотя в ряде случаев верхний слой песка в форме выше модели на 5...15 мм не уплотняют [1], практически все информационные источники, включая монографию В.С. Шуляка, рекомендуют достигать виброуплотнением за короткое время максимальной плотности песка как условия стабильного качества отливок. Это привело к созданию способа определения момента достижения такой плотности во время виброуплотнения песка в литейной форме любого вида [2]. При разной жесткости контейнерных опок литейных форм с различными моделями и массой песка, обычно уплотняемых в литейном цехе на одном столе, каждой форме для получения максимальной плотности песка необходима разная продолжительность вибрации. Недостаточное время вибрации конкретной формы увеличивает уровень брака литья, затраты на его исправление и очистку отливок, избыточное время – увеличивает энергозатраты, может привести к деформированию модели и расслоению песка.

Поскольку при вибрации происходит уплотнение песка на величину, составляющую до 20 % объема его свободной засыпки, то предложили при виброуплотнении в форме контролировать уровнем наличие процесса понижения верхнего уровня песка в опоке, и, как только этот уровень прекратит понижение, сразу отключать вибрацию [2].

Мониторинг изготовления литейных моделей из пенополистирола (ППС) или льда также можно использовать для оптимизации качества моделей. На рис. 1 из монографии В.С. Шуляка об ЛГМ видны максимумы деформации и расширения объема ППС. Материал моделей – гранулы ППС – расширяются при получении модели в пресс-форме. Контролируя давление от деформации ППС или изменение его объема в пресс-форме, рекомендовано прекращать нагревание ППС при достижении максимума характеристик, показанных на рис. 1. Пресс-формы охлаждают, извлекают из них модели. Оптимизация процесса получения моделей сократит энергозатраты, потери от «перепекания» моделей и стабилизирует их размеры.

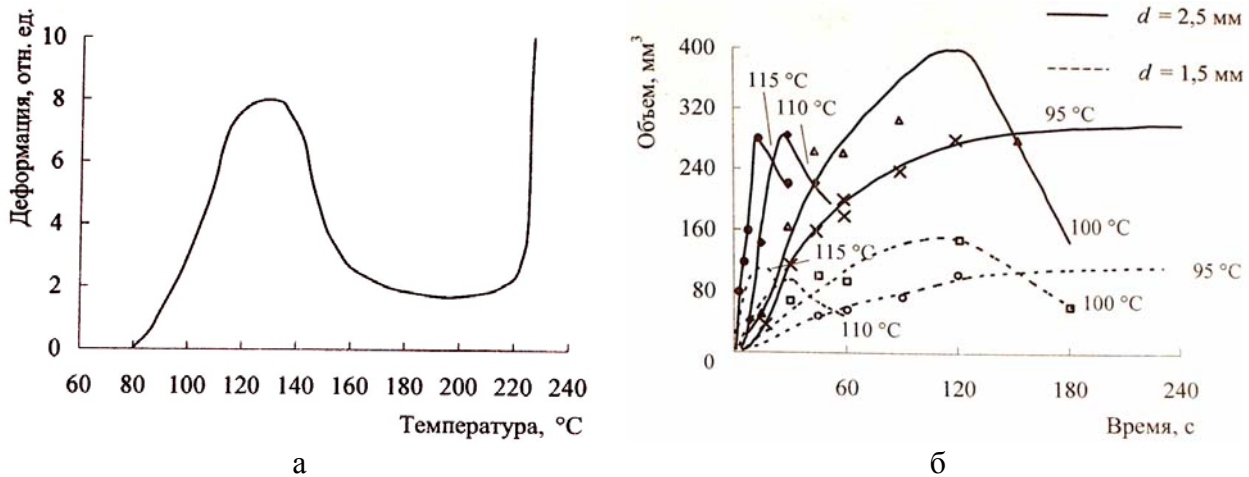


Рис. 1. Зависимости: а – деформации ППС от температуры; б – объема вспененных гранул ППС от времени выдержки в теплоносителе

Получение ледяных моделей замораживанием воды в пресс-формах также характеризуется изменением давления льда и объема. Электропроводность льда гораздо ниже воды. Контроль этих показателей в пресс-форме с учетом их максимума позволит оптимально регулировать процесс получения моделей.

Литература:

1. Пат. России 2020027: МПК В22С 9/02. Способ вакуумно-пленочной формовки / В.С. Дорошенко, Н.И. Шейко. – Оpubл. 1994, Бюл. №18.
2. Пат. України 81014, МПК В22С 9/02. Спосіб виготовлення піщаної форми / О.Й. Шинський, В.С. Дорошенко. – Оpubл. 2013, Бюл. №12.

Дорошенко В.С.

(ФТИМС НАН України, г. Київ)

СОЗДАНИЕ НАПРАВЛЕННОЙ ПОРИСТОСТИ В РАЗОВЫХ МОДЕЛЯХ

Развитие под руководством проф. Шинского О.И. точных методов литья по разовым моделям увеличивает технологические возможности таких процессов. Это относится к ЛГМ, литью по растворимым, выжигаемым, ледяным моделям в сочетании с подачей расплава металла в форму под избыточным давлением или гравитационной заливкой, включая специфику неразъемных форм. Если ранее в пенопластовых моделях выполняли газыводные каналы (пат. UA 67906) или полость путем растворения жидким растворителем (пат. UA 86634), и полость в модели сообщали с литниковой воронкой (пат. Японии N 51-31008), а ледяные модели расплавляли нагретой жидкостью (пат. UA 89664) или пропусканием через расплав модели электротока (пат. UA 76132), то по пат. UA 91224 предложено получение каналов в модели путем механической деструкции ее материала при извлечении из модели проволоки или нити, заложенной в модель в виде спирали. На

спирали можно крепить, по крайней мере, один скребок для удаления обломков модели, а проволоку нагревать до температуры пластичного состояния пенополистирола (100...110 °С).

Все указанные способы служат созданию направленной пористости разовой модели. Получение полости в модели сверлением часто затруднено конструкцией отливки, получение ее путем склеивания двух половинок модели увеличивает вдвое количество пресс-форм и пенопластовых изделий, склеивание повышает вероятность дефектов отливки в месте склеивания. Получить полость модели растворением материала вне формы недопустимо из-за опасности изменения конфигурации модели и потери ее конструктивной прочности, требуемой для формовки. При получении оболочковых (керамических) форм по пенополистироловым моделям выжигание модели без полости перед заливкой металла может деформировать форму, например, из-за расширения пенополистирола сплошного массива модели при нагревании.

Обрабатывали способ при изготовлении формы для литья лопатки (лопасти). Модель ее состоит из модели воронки, которая примыкает к модели прибыли и далее продолжается собственно самой моделью лопатки. При изготовлении модели в пресс-форму помещали проволоку в виде спирали, располагая ее в центре полости пресс-формы и зажимая концы проволоки по разьему пресс-формы. После задувания и спекания гранул пенополистирола получали модель, при этом с поверхности торца модели воронки выглядели либо два конца проволоки, либо один конец, а второй выходил из модели в нижней ее части, его отрезали. Также изготавливали ледяную модель с расположением спирали аналогично модели из пенопласта.

Спираль располагали в центральной части модели, диаметр витка спирали составлял в плане в пределах 5...15 мм, расстояние от спиральной части проволоки до поверхности модели – не менее 6...8 мм. Спираль предварительно накручивали на оправке, которая может быть цилиндрической, конусной либо более сложной формы. Затем модель красили, краску высушивали. В вариантах способа на модель наносили песчаный наполнитель путем формовки в сухом песке по технологии литья по газифицируемым моделям (ЛГМ) с вакуумированием при заливке металлом, или путем нанесения многослойной керамической формы. После упрочнения формы, в частности, вакуумированием спираль извлекали из модели путем вытягивания вдоль оси спирали. При этом тонкая проволока, действуя на излом, крошила слои материала модели, размещенные между витками спирали. Способ позволяет получать модели из материала повышенной плотности (что повышает прочность модели и чистоту поверхности), достигая по модели кажущейся плотности 20...25 кг/м³, совместить снижение производственных затрат при получении полых модели, изготовленной по одной пресс-форме, за счет быстрой механической деструкции сердцевины модели при минимальных затратах на оснастку. Направленная пористость позволяет регулировать газоотвод, либо ускорить растворение пенопластовой или расплавление ледяной модели, а также применять новые легкоплавкие материалы.

Дорошенко В.С.

(ФТИМС НАН Украины, г. Киев)

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МЕТАСТАБИЛЬНОГО СОСТОЯНИЯ ЛЕДЯНЫХ МОДЕЛЕЙ В ПРОЦЕССЕ ПЕСЧАНОЙ ФОРМОВКИ

Большой класс метастабильных состояний физических систем связан с фазовыми переходами 1-го рода (кристалл ↔ жидкость ↔ газ). Процесс точного литья по ледяным моделям (ЛЛМ), созданный под руководством проф. Шинского О.И., также использует такие переходы при замораживании и плавлении моделей. В основу процесса ЛЛМ положена фильтрационная формовка путем фильтрации (пропитки) расплавом модели стенки формы из сыпучей смеси с последующим ее отверждением. Для удержания (от обрушения) стенки формы используют идею из технологии бурения скважин, в которой давлени-

ем (напором) водной композиции удерживают стенки скважины давлением бурового раствора. Расплавы модели дополняют водной композицией через трубчатый выпор или стояк модели. Жидкость фильтруется (с определенным сопротивлением) в формовочный материал под действием гидростатического давления или в сочетании его с вакуумом формы, что приводит к созданию твердой оболочки при наличии в сухом песке порошков таких вяжущих, как гипс и/или цемент (пат. UA 79719).

Предложено впитывание расплава модели в песок под действием вакуума формы с нанесением герметизатора на поверхность образуемой полости формы путем осаждения гелеобразующего материала при фильтрации расплава модели, в которую предварительно вводят этот материал (пат. UA 80235). Такая герметизация полости формы подобна кольматации при бурении или герметизации жидким компонентом формы при ВПФ. Также наносят пленку на модель (пат. UA 81012). Подавая через трубчатый выпор / стояк нагретую жидкость, ее также использовали для плавления этой модели (пат. UA 89664).

По аналогии с ЛГМ, применяли фильтрацию продуктов деструкции модели при вакуумировании формовочного материала либо создании градиента давления газа (пат. UA 80381) или жидкости (пат. UA 74539). Плавят ледяную модель предварительно нагретым формовочным материалом (пат. UA 83891), подачей через трубчатый выпор нагретой жидкости (пат. UA 91282) или газа, или пропусканием электротока через модель (пат. UA 76132). Такие способы разнообразят технологию, но требуют энерго- и трудозатрат, времени и специального оборудования, а добавление через трубчатый выпор водной композиции может увеличить время сушки формы. В этих способах следовали стереотипам для ЛВМ и ЛГМ: «дать энергию – расплавить» и «дать вакуум – удалить расплав модели». Однако, легкое просачивание воды в поры гидрофильного песка привело к несложному решению – вода при добавлении твердеющих реагентов в песок и/или в состав модели образует корку на глубину фильтрации этих реагентов. При комнатной температуре окружающей среды ледяная модель переходит в нестабильное состояние с возможностью самопроизвольного протекания операций плавления – фильтрации – твердения, что обеспечивает выстаивание литейной формы до момента создания твердой оболочки песчаной формы (пат. UA 91197). Отсутствие принудительного воздействия на модель уменьшает затраты на формовку. При этом опорой виброуплотненной песчаной смеси служит твердеющее противопригарное покрытие (часто 2-3-слойное) на поверхности модели (пат. UA 82026, 88304). Ледяные модели и их блоки для отработки процессов формовки показаны на рис. 1.

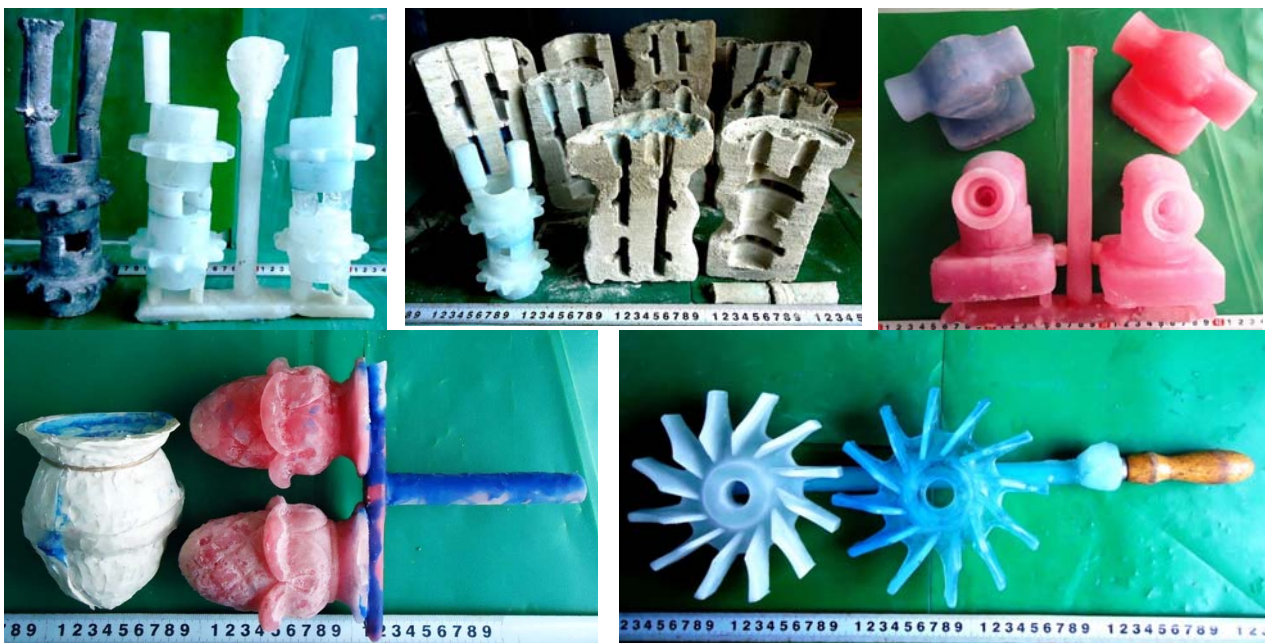


Рис. 1. Ледяные модели и блоки ледяных моделей

Доценко Ю.В., Селівьорстов В.Ю., Доценко Н.В.

(НМетАУ, м. Дніпропетровськ)

ПРИМЕНЕНИЕ КОМПЛЕКСНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА РАСПЛАВ СИСТЕМЫ Al-Si С ЦЕЛЬЮ ПОВЫШЕНИЯ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ ОТЛИВОК

E-mail: s-v-y@yandex.ru

Известно, что физико-механические свойства литого металла зависят от целого ряда факторов различной значимости. Поэтому разработка достаточно универсальных технологических процессов, направленных на снижение непроизводительных потерь металла с одной стороны, и на повышение его качества – с другой, неизменно является актуальной задачей технологов и исследователей.

Наиболее высокие и стабильные по сечению отливок свойства обычно достигаются при получении однородной и мелкозернистой структуры. Чем мельче размеры первичных кристаллов, тем выше ряд важных эксплуатационных и технологических свойств отливок. Поэтому литейщики чаще всего стремятся к получению наиболее мелкозернистой и однородной структуры металла.

Одним из наиболее распространенных средств достижения этой цели является модифицирование. Кроме того, к методам активного воздействия на формирование структуры слитков и отливок можно отнести процессы, связанные с применением давления, введения в расплав упругих колебаний, воздействия концентрированными источниками энергии. При этом указанные процессы обладают, в том числе, определенной технологической спецификой, имеют свои достоинства и недостатки.

Эффективный способ изменения морфологии кристаллизующихся фаз – их затвердевание в резко неравновесных условиях. При этом создаются условия для измельчения зерна, значительного расширения растворимости в твердом состоянии, подавления роста грубых включений первичных интерметаллидов.

Одним из эффективных способов воздействия на кристаллизующийся металл является, в частности, газодинамическое воздействие. При осуществлении такого процесса к моменту начала подачи газа на поверхности рабочей полости литейной формы должен сформироваться слой твердого сплава такой толщины, который может обеспечить герметичность системы вплоть до полного затвердевания отливки.

В лаборатории современных материалов Ариэльского университетского центра (Израиль) совместно со специалистами кафедры литейного производства Национальной металлургической академии Украины были проведены исследования влияния переменного газового давления на структурообразование металла отливок из сплава А356. Результаты лабораторных исследований показали повышение механических свойств литого металла и снижение пористости цилиндрических отливок из сплава А356 диаметром 50 мм и высотой 100 мм. В порядок технологических операций изготовления отливки были включены следующие этапы: проведение рафинирования (препарат DEGASAL T 200, введение в рабочую полость формы устройства для подачи газа оригинальной конструкции, выдержка отливки с устройством в течение заданного промежутка времени, подача газа (аргона) с начальными показателями давления 0,15...0,20 МПа, последующее наращивание давления до 1,3...1,4 МПа и выдержка под давлением до полного затвердевания отливки. Приведенные данные свидетельствуют о том, что в результате газодинамического воздействия удалось измельчить структурные составляющие, в результате чего увеличились на 20...25% пластические свойства литого металла и на 8...12 % увеличилась его плотность. Таким образом, газодинамическое воздействие на затвердевающий металл позволяет добиться эффекта модифицирования, который может быть значительно усилен вводом в расплав дополнительных центров кристаллизации в виде соответствующих традиционных модификаторов либо нанокристаллических порошков, полученных методами механохимии. При этом возможно снижение количества расходуемого модификатора.

Єфімов М.О., Єфімова К.О. Дудка О.І.¹, Пулковський В.Ю.¹

(ІПМ НАН України, м. Київ, ¹НТУУ «КПІ», м. Київ)

**МОДИФІКУВАННЯ ПОВЕРХНІ АУСТЕНІТНИХ СТАЛЕЙ
НАДКОРОТКОІМПУЛЬСНИМ НАНОСЕКУНДНИМ ЛАЗЕРОМ**

E-mail: e_efimova@ukr.net

Досліджено вплив лазера з імпульсами наносекундної довжини на структурні перетворення в приповерхневому шарі сталей аустенітного класу. Використовували рубіновий лазер з наступними технічними параметрами: енергія імпульсу $E \sim 1$ Дж, середня тривалість імпульсу $\tau = 20 \dots 30$ нс; питома потужність імпульсу $w = (3 \dots 5) \cdot 10^8$ Вт/см². Вплив лазерного випромінення вивчали на сталях X18H10T і 13X20.

Показано, що під впливом ударної хвилі короткоімпульсного наносекундного лазера рентгенівські лінії γ -твердого розчину в сталі X18H10T розщеплюються на 2 піки, в сталі 13X20 – на 4 піки, при чому один з них відповідає твердому розчину вихідної концентрації (рис. 1).

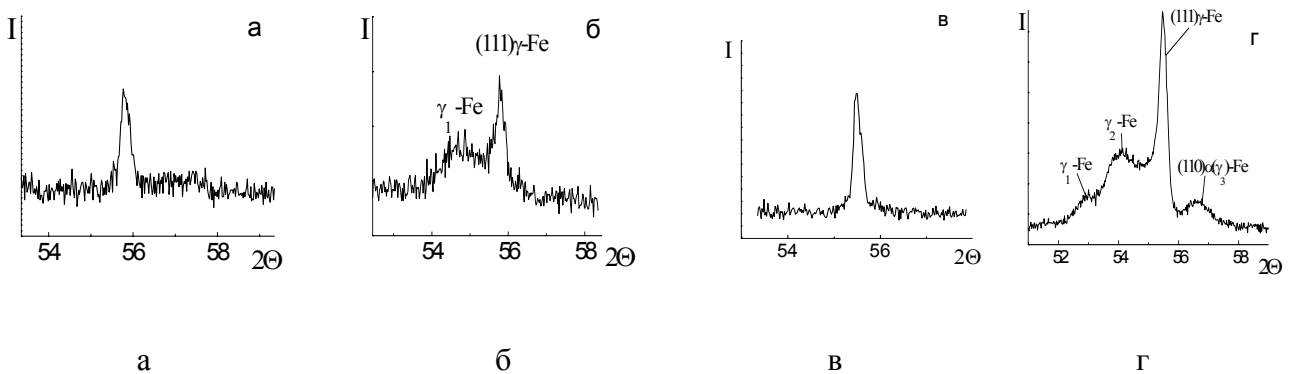


Рис. 1. Форма рентгенівських дифракційних ліній від зразків дослідних сталей: а – X18H10T, вихідний стан; б – X18H10T, опромінення наносекундним лазером; в – 13X20, вихідний стан; г – 13X20, опромінення наносекундним лазером

Параметр кристалічної решітки нових твердих розчинів збільшений на 1,2...2,0%, а фізичне розширення їх ліній приблизно в 5 разів вище, ніж у основного твердого розчину. Додаткові піки зникають після видалення з поверхні шару завтовшки 5 мкм, а після стравлювання шару завтовшки 20 мкм ширина основного піка стає рівною вихідній.

Електронно-мікроскопічне дослідження виявило в опроміненому шарі осередки розміром близько 0,5 мкм з розмитими дислокаційними кордонами (рис. 2). Рентгеноспектральний аналіз показав, що хімічний склад ділянок фольги в кордоні й тілі осередку однаковий.

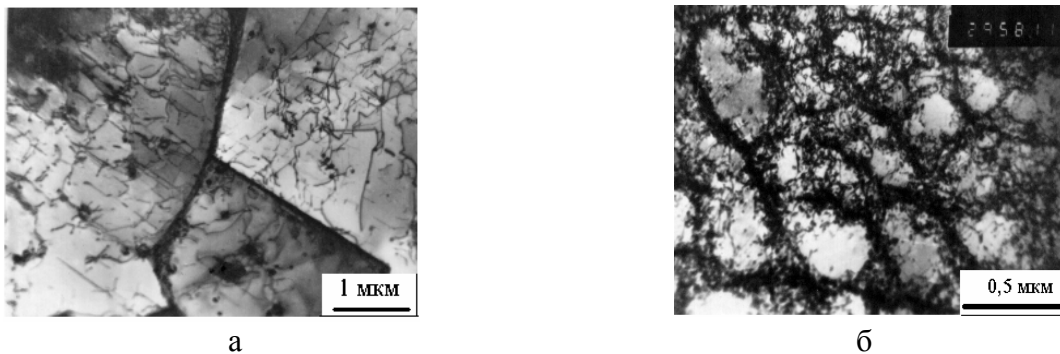


Рис. 2. Структура приповерхневого шару зразків сталі X18H19T: а – вихідний стан; б – опромінення наносекундним лазером

Випромінювання імпульсного наносекундного лазера викликає зміцнення приповерхневого шару аустенітних сталей. Так, мікротвердість поверхні сталі X18H10T, опроміненої наносекундною лазером, досягає 3,3 ГПа, порівняно з 1,6 ГПа у вихідному стані, при глибині зміцненого шару біля 10 мкм.

Висунуто припущення, що нова ГЦК нерівноважна фаза зі збільшеним параметром кристалічної решітки розташована на границях дислокаційних комірок. При цьому велика концентрація впроваджених атомів на дислокаціях гальмує їх перебудову в вузькі субграниці (яка пов'язана з процесами поперечного ковзання, полігонізації та анігіляції дислокацій).

Утриманню міжвузлових атомів у нових положеннях після проходження фронту ударної хвилі сприяє утворення комплексів «домішка – міжвузловий атом», формування яких можливо в твердих концентрованих розчинах.

Жижкина Н.А.

(ФГБОУ ВПО «Брянский государственный технический университет», г. Брянск)

ИССЛЕДОВАНИЕ КОНСТРУКТИВНЫХ ПАРАМЕТРОВ ЦЕНТРОБЕЖНОГО ОБОРУДОВАНИЯ ДЛЯ ЛИТЬЯ МАССИВНЫХ ВАЛКОВ

E-mail: litjo_snu@mail.ru

Рост объемов потребления металлопродукции на мировом рынке и требований к его качеству вызвали увеличение интенсивности работы прокатных станов. Скорость и точность прокатки определяется конструкцией и качеством основного прокатного инструмента – валков. Учитывая то, что валки – важная и ответственная деталь в процессе прокатки, а их часть в стоимости стана составляет более 6 %, актуальным заданием для вальцеделателей является получение формующего инструмента, одновременно стойкого к износу и поломкам.

Ввиду различных требований к рабочему слою и сердцевине, валки изготавливают биметаллическими путем центробежного литья. Анализ исследований, касающихся разработок специального центробежного оборудования, показал, что для литья массивных валков целесообразно применять машину с вертикальной осью вращения. Только при таком положении оси вращения возможно получение на отливках с длиной бочки до 2,5 м рабочего слоя, форма которого максимально приближена к необходимой цилиндрической. При этом в конструкции машины предусмотрены возможности получения профилированной поверхности бочки заготовки, установки дозатора для более точного определения массы заливаемого металла, усовершенствования литниковой системы и другое.

В результате промышленного внедрения технологии центробежного литья валковых заготовок со сложнолегированным рабочим слоем показали, что по его длине имеет место значительное изменение температуры. В результате к началу заливки первой порции металла сердцевины возникает дестабилизация условий сваривания слоев в различных по высоте зонах отливки, что затрудняет выбор его момента. Для обеспечения надежного сваривания рабочего слоя и сердцевины была разработана и внедрена специальная подвижная литниковая система.

Вместе с тем центробежная технология является достаточно сложным литейным процессом, требующим соблюдения множества специальных параметров, к которым относится и скорость вращения заливаемой формы. Установлено, что скорость вращения валковой формы в значительной степени определяет и процесс структурообразования рабочего слоя. В результате экспериментальных исследований получено, что незначительное увеличение (на 7 %) скорости вращения формы в процессе литья способствует формированию более разветвленной структуры. При этом она отличается большим содержанием твердой структурной составляющей – цементита – и более равномерным соотношением фаз в металлической матрице. Наблюдается повышение

уровня твердості на 3 одиниці, що оказує позитивне вплив на ресурс работоспособности изделия.

Выводы.

В работе показано, что для литья массивных валков целесообразнее применять литейную машину с вертикальной осью вращения. Надежное соединение разнородных металлов рабочего слоя и сердцевини обеспечивает подвижная литниковая система.

В процессе отработки технологии центробежного литья валков выявлено, что скорость вращения формы влияет и на структурообразование рабочего слоя. Незначительное ее повышение в процессе литья способствует формированию более разветвленной структуры, снижению объемной доли в ней графита и увеличению – цементита. При этом наблюдается более равномерное соотношение фаз в металлической матрице, что положительно влияет на увеличение уровня твердости, а, следовательно, и ресурса работоспособности.

Жук С.В., Капусняк О.О., Бондаренко Є.К., Грабівський К.П.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

НАНЕСЕННЯ ТЕПЛОЗАХИСНИХ ПОКРИТТІВ МЕТОДОМ СПРЯМОВАНОГО ПАРОВОГО ОСАДЖЕННЯ

E-mail: scarafaggio@ukr.net

Системи теплозахисного покриття широко використовуються для температурного і оксидного захисту високотемпературних компонентів, які використовуються в газових турбінах і дизельних двигунах. Їх зазвичай використовують для збільшення працездатності компонентів двигунів, а також для підвищення ефективності двигунів при роботі в зоні великих температур. Теплозахисні покриття – це комплекс багаточастинних систем, які складаються з низькотеплопровідного оксиду цирконію, стабілізованого оксидом натрію, що забезпечує термозахист і основний металічний кожух, який уповільнює окиснення і гарячу корозію. Оксидна стійкість досягається створенням тонкого термічного нарощення шару оксиду алюмінію на кожусі, який повільно росте в товщині, коли система піддається впливу кисню при високих температурах.

Стійкість до окиснення покриттів залежить від їх складу та морфології, а також від впливу термічних умов. Склад покриття відіграє вирішальну роль у формуванні бажаного шару. Зокрема, захисне покриття повинно містити достатню кількість алюмінію для забезпечення росту оксидного шару алюмінію протягом усього передбачуваного терміну експлуатації системи покриття. Нещодавно було з'ясовано, що спрямоване парове осадження можна використовувати для синтезу бінарних Ni-Al покриттів незалежним випаровуванням з нікелевих та алюмінієвих звичайних джерел. Це дозволило контролювати склад покриття і показало зростання шарів з однорідною β -фаза структурою.

Цей метод використовує диференційне вакуумування для забезпечення роботи в середовищі високого тиску. Використання високовольтної електронно-променевої гармати дозволяє зменшити розсіювання площі перетину пучка, що сприяє ефективному поширенню пучка у середовищі високого тиску. Висока частота електронної гармати в поєднанні з малим діаметром плями пучка дозволяє багатоджерельному тиглю використовувати для створення парового струменя з його складових компонентів металу або бінарних комбінацій металів з аналогічним тиском пару. Одночасно в камері парового осадження може проходити випаровування з чотирьох джерел. На практиці електронний пучок падає на кожне джерело матеріалу, і відносно до часу витримки на кожному джерелі можна окремо регулювати температуру ванни розплаву, а також швидкість випаровування. Так як алюміній, нікель і платина мають різний тиск пари, необхідно визначити експериментально залежність між швидкістю випаровування кожного джерела і струмом електронного пучка, що до нього застосовується. У звичайному процесі фізичного осадження за допомогою електронного променя, Ni-Al-Pt ванна розплаву збагачується платиною, так як

процес випаровування прогресує через різницю тиску звичайних парів покриття зменшення платини. Метод спрямованого осадження долає цю добре відому проблему осадження сплаву по відношенню до звичайного фізичного, коли легувальні елементи мають широке варіювання тиску пари.

Метод спрямованого парового осадження потребує близького розташування тигля і електронного променя. Час очікування на окремих вихідних матеріалах може змінюватися завдяки контролю швидкості випаровування джерела. Інертний струмінь газу сприяє перемішуванню потоку парів і однорідному осадженню без наявності пор і відсутність після осаджувальної термообробки.

Затуловский А.С., Каранда Е.А., Лакеев В.А., Щерецкий В.А.

(ФТИМС НАН України, г. Київ)

ЛИТЫЕ КОМПОЗИТЫ СИСТЕМЫ АЛЮМИНИЕВЫЙ СПЛАВ – СТРУЖКА НА ОСНОВЕ МЕДНОГО СПЛАВА

E-mail: kompozit@ptima.kiev.ua

При изготовлении композиционного материала использовали алюминиевый сплав следующего состава (масс. %): Si 6,46; Fe 1,25; Mn 0,21; Mg 0,55; Cu 3,67; Ti 0,049. В качестве армирующих элементов была применена смесь бронзовой и медной стружки.

Металлографические исследования изготовленных из полученного ЛКМ шлифов показали наличие высокой степени адгезии бронзовой и медной армирующей фазы к матричному сплаву. Местами стружка взаимодействует с алюминием или частично даже растворяется в нем. При этом бронза замещается образующимся сплавом Al-Cu, имеющим $H_{\mu 50cp} = 465 \text{ кг/мм}^2$ (lim 412...588 кг/мм²).

Матричный сплав представлен дендритами α -твердого раствора сложного состава, игольчатой эвтектикой $\alpha + Si$. Присутствуют включения $CuAl_2$ и скелетные кристаллы $\alpha(AlFeSi)$. Микротвердость матрицы колеблется в пределах 104...136 кг/мм² при $H_{\mu 20cp} = 115 \text{ кг/мм}^2$.

Использованная стружка имеет различный состав. Однофазная бронза, имеющая $H_{\mu 20cp} = 150 \text{ кг/мм}^2$ при lim = 147...153 кг/мм² и медный сплав при $H_{\mu 20cp} = 139 \text{ кг/мм}^2$ при lim = 127...165 кг/мм².

Определены значения коэффициента трения и величины износа при постоянной нагрузке – 5 кгс и изменяющейся скорости скольжения. опыты проводили как в условиях сухого трения, так и при использовании смазки. Испытания показали, что при трении моносплава наблюдался сильный перенос материала на поверхность контртела, начинающийся с нагрузки 10 кгс. Имеет место значительный износ образцов, величина которого колеблется в пределах 120...180 мкм/км, как при сухом трении, так и в случае использования смазки. С возрастанием скорости скольжения, износ увеличивается. Повышается и коэффициент трения, величина которого составляет 0,48...0,80. При армировании алюминиевого сплава бронзовой стружкой значительно снижаются показатели как коэффициента трения, так и износа. Трибопоказатели у композиционного материала при увеличении скорости скольжения также улучшаются. Однако, они по абсолютному значению ниже, чем у моносплава. Так, коэффициент трения снижается в 1,8...2,3 раза, а величина износа в 4...15 раз по сравнению с матричным сплавом.

Полученные данные, как по технологичности получения ЛКМ системы алюминиевый сплав – бронзовая стружка, так и по трибохарактеристикам, однозначно свидетельствуют о перспективности указанного экономноармированного композита.

Затуловский А.С., Каранда Е.А.

(ФТИМС НАН України, г. Київ)

ЦЕНТРОБЕЖНОЕ ЛИТЬЕ ГЕТЕРОФАЗНЫХ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ

E-mail: kompozit@ptima.kiev.ua

Широкое промышленное применение находят литые композиционные материалы (ЛКМ) на алюминиевой основе как конструкционные и функциональные сплавы. Преимущества их состоят в том, что они обладают высокой удельной прочностью, износостойкостью, а также некоторыми другими повышенными физико-механическими свойствами. ЛКМ получают с помощью технологий твердо-жидкофазного совмещения (пропитки, специальных методов литья). Центробежное литье – уникальный способ создания заготовок деталей со слоистой градиентной структурой, у которых за счет направленного осаждения частиц в жидкометаллической суспензии могут быть организованы поверхностные зоны (слои) с повышенной концентрацией армирующих частиц [1...3]. Получение композитов методом центробежного литья с горизонтальной осью вращения дает возможность получать заготовки с дифференцированным распределением армирующих элементов по сечению отливки, благодаря одновременному заполнению металлом формы по всей длине отливки и отсутствию оседания частиц. Полученные детали имеют армированную наружную или внутреннюю поверхность (зону), в зависимости от соотношения плотности частиц и матричного сплава [4]. Для определения рациональных составов композитов на основе алюминия и выбора наиболее рациональных наполнителей был проведен расчет траектории движения различных армирующих частиц с различной плотностью при получении композитных заготовок методом центробежного литья. Установлено, что частицы бронзовой стружки, имеющие наибольшую плотность ($\rho = 8820 \text{ кг/м}^3$) достигнут области наружной поверхности гораздо быстрее, чем частицы карбида кремния ($\rho = 3200 \text{ кг/м}^3$) и каменного литья ($\rho = 3000 \text{ кг/м}^3$), имеющие более низкую плотность, а частицы алюмосиликата ($\rho = 2000 \text{ кг/м}^3$) будут отесняться к внутренней поверхности отливки. В результате этого воздействия композиционные материалы, армированные бронзовой стружкой, будут иметь более плотный наружный слой, т.к. процесс пропитки будет происходить более полно.

Результаты расчетов подтверждает физическое моделирование процессов, происходящих при центробежной заливке гетерогенных суспензий, полученных введением в воду частиц различной плотности. С увеличением скорости вращения формы во вращательное движение вовлекается все более толстый слой жидкости, часть которой под действием силы тяжести сползает обратно в ванну (т. н. дождевание). Лишь при скорости, соответствующей установившемуся режиму вращения, весь объем жидкости полностью вовлекается во вращательное движение, причем при вводе частиц бронзовой стружки данный режим вращения наблюдается уже при скорости вращения равной 550 об/мин, а при использовании полистирола только при 650 об/мин. Следовательно, пропитка бронзовой стружки будет начинаться раньше, чем других частиц, имеющих более низкую плотность.

Проведенные расчеты и моделирование процесса центробежного литья дало возможность получить плотные литые композиционные отливки на основе алюминия, армированные элементами бронзовой стружки и частицами каменного литья с наружным композитным слоем (4...5 мм) и равномерным их распределением по всей длине втулки.

Литература:

1. Гусев С.С., Лобков Д.Н., Казачков С.С. Использование методов центробежного литья для получения изделий из композиционных материалов с упрочненной поверхностью // Материаловедение, 1999. – №5. – С. 50-53.
2. Эскин Г.И. и др. Устранение структурной неоднородности композитов на основе алюминиевых сплавов с целью повышения их качества // Литейное производство, 2001. – №9. – С.2-8.

3. A. Dolata-Grosz и др. Struktura strefowa kompozytow AK12-Al₂O₃-AK12-SiC kształtowana w Prozesie odlewania odsrod kowedo // Kompozyty, 2002. – №5. – С.305-308.

4. J. Braszczyński. Lite kompozytni materially s kovovou matrici // Slevarcnstvi, 2004. – №6. – С.209-212.

Затуловский А.С., Щерецкий В.А., Лакеев В.А.

(ФТИМС НАН Украины, г. Киев)

СТАБИЛЬНОСТЬ МАТРИЦЫ АК7 ПРИ ЕЁ УПРОЧНЕНИИ ПРОДУКТАМИ РЕЦИКЛИНГА БРОНЗЫ БрО5Ц5С5

E-mail: kompozit@ptima.kiev.ua

Создание новых материалов для отраслей техники, разработка и совершенствование технологии их получения – актуальные проблемы современного машиностроения. Общим недостатком большинства композитов, в том числе и литых композиционных материалов (ЛКМ), является недостаточное количество и высокая стоимость наполнителей: керамических, боридных, карбидных, оксидных и др. волокон и частиц. Кроме того, в своем большинстве волокнистые материалы не производятся на украинских предприятиях. Поэтому целесообразным является использование дешевых и технологичных материалов с низкой стоимостью, что позволит повысить привлекательность ЛКМ для машиностроения. В то же время, упрочняющие составляющие ЛКМ должны иметь высокую структурную термическую стабильность, не деградировать в алюминиевой матрице, сохраняя свои свойства упрочнителя во всем интервале температур эксплуатации. В качестве дешевых и эффективных упрочнителей алюминиевых сплавов можно использовать отходы механической обработки сплавов меди (бронзы, латуни), при условии их эффективного соединения с алюминиевой матрицей и обеспечения термической стабильности упрочняющей составляющей.

После магнитной сепарации, промывки и термической сушки стружки бронзы БрО5Ц5С5, консолидацией в твердофазном состоянии АК7 был изготовлен композит. Заливки проводили в стальной кокиль. С отливки были вырезаны образцы для термического анализа. На первом этапе исследований образцы нагревали в атмосфере аргона до температуры 500 °С без плавления матрицы ЛКМ. Цикл исследования длился 5 нагревов и 5 охладжений на одном образце. После чего, образец, не вынимая из камеры печи ДСК-анализатора, был нагрет до 700 °С и расплавлен.

На кривой первого и последующих нагревов повторяются два низкоинтенсивных экзотермических пика: первый (164,1 °С) соответствует точке плавления свинца, второй соответствует плавлению мультикомпонентной эвтектической фазы на базе Sn-Zn-Pb. Кривая первого нагрева существенно отличается

от четырех последующих, идентичных между собой. На рис. 1 показано комбинацию кривых разного нагрева, а также кривую, полученную разницей между данными кривой пер-

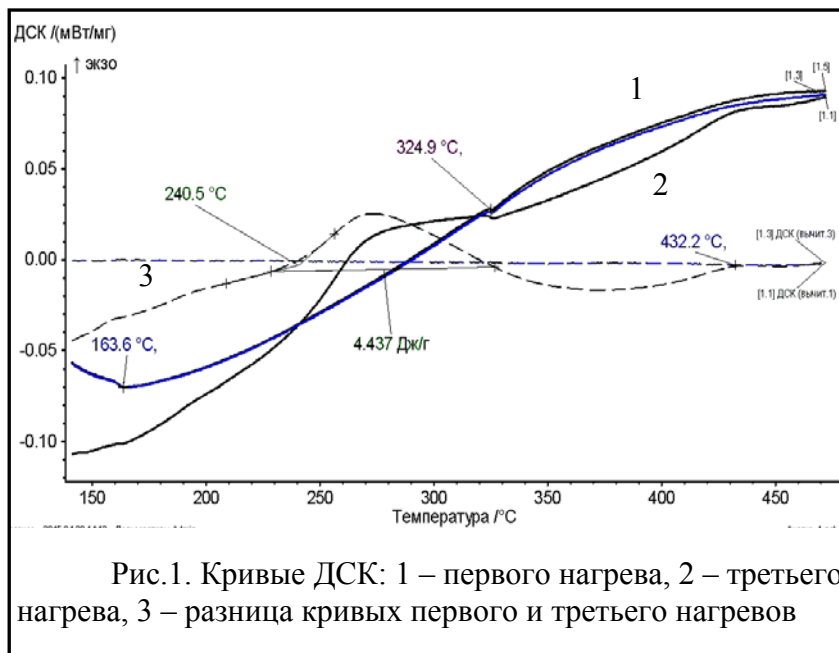


Рис.1. Кривые ДСК: 1 – первого нагрева, 2 – третьего нагрева, 3 – разница кривых первого и третьего нагревов

от четырех последующих, идентичных между собой. На рис. 1 показано комбинацию кривых разного нагрева, а также кривую, полученную разницей между данными кривой пер-

вого нагрєва и третьєго нагрєва. Видно, что при первом нагрєве происходят экзотермические и эндотермические процессы: снятие механических напряжений, диффузия и перераспределение элементов, рекристаллизация и т.д., которые завершаются при температуре 432,2 °C, то есть система переходит к равновесному состоянию, и при последующих переплавах эти эффекты уже не наблюдаются. При последовательном нагрєве до 700 °C и охлаждении были зафиксированы температуры начала плавления матрицы, которая составила 509 °C, при этом наблюдается пик одностадийного плавления, характерного для эвтектических систем, что говорит о формировании состава матрицы на основе эвтектической системы Al_{80,4}Cu_{13,6}Si₆ (524 °C), вследствие твердофазной диффузии. Следовательно, после термообработки при 500 °C ЛКМ на основе сплава АК7 с упрочняющей фазой формируется термически стабильная композиционная комбинация с алюминиевой матрицей эвтектического состава.

Затуловский А.С., Щерцкий В.А.

(ФТИМС НАН Украины, г. Киев)

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ ЧАСТИЦ КАРБИДОВ С АЛЮМИНИЕВОЙ МАТРИЦЕЙ

E-mail: kompozit@ptima.kiev.ua

В работе исследованы особенности армирования алюминиевой матрицы ультрадисперсными частицами карбидов вольфрама, циркония, молибдена и титана. Установлены температуры взаимодействия карбидов с порошками алюминия и в экструдированных заготовках, до плавления матрицы, установлены температуры взаимодействия карбидов с алюминием.

Повышение свойств алюминиевых сплавов достигается за счет легирования и модифицирования структуры или деформации. В сравнении с уровнем повышения прочностных характеристик, улучшение триботехнических свойств алюминиевых сплавов сильно ограничено, в связи со склонностью алюминиевых сплавов к схватыванию при трении со стальным контртелом. Повысить износостойкость таких материалов и обеспечить их устойчивую работу позволяет применение комплексного упрочнения частицами различного размера функционального назначения. Усовершенствование методов консолидации порошковых составляющих, применение экструзии и пропитки порошковых частиц, расширение номенклатуры упрочняющих фаз позволяет повысить привлекательность алюмоматричных композиционных материалов для узлов трения.

Ультрадисперсные частицы Zr, Mo и W получали методом электроискрового диспергирования (ЭИД) в гексане (ч). Для получения высокодисперсных порошков методом электроискрового диспергирования использовали проволоки чистых металлов (молибдена, титана, циркония и вольфрама) с содержанием примесных элементов не более 0,01%. Порошки получали при рабочем напряжении между электродами 160 В и частоте электрических импульсов 100 Гц. Исследование формы и размеров частиц осуществляли с применением сканирующего электронного микроскопа «NeoScore» ISM-5000. Рентгенофазовый анализ проводили с использованием дифрактометра ДРОН-3.0 с кобальтовым анодом. Взаимодействие в микрогранулах, состоящих из частиц алюминия А7 (100...200 мкм), покрытых ультрадисперсными частицами, исследовали с помощью термического анализа STA 449F1. Точность измерения температур составляла 1,5 °C.

Суспензию ультрадисперсных порошков в гексане высушивали в сушильном шкафу в потоке воздуха. Высокодисперсные порошки наносили в ультразвуковом поле на алюминиевые частицы сплава марки А7 с последующими сушкой и механической фиксацией. Взаимодействие ультрадисперсных частиц карбидов молибдена с алюминием проходит в три этапа при T = 349,6; 488,2; 552,9 °C. Взаимодействие ультрадисперсных частиц карбида вольфрама с алюминиевой пудрой проходит менее интенсивно, в два этапа при T = 477,9 и 507,6 °C. Взаимодействие частиц циркония фиксировали, начиная с мало-

интенсивного взаимодействия при температуре 348 °С, активное взаимодействие отмечалось при 496 °С. Посредством электронной микроскопии установили, что при дальнейшем жидкофазном контакте в результате взаимодействия ультрадисперсных частиц с алюминием, вторичные фазы имеют размеры не более 1 мкм.

Интенсивное взаимодействие в исследованных системах наблюдается при температурах выше 450 °С, что позволяет проводить твердофазную консолидацию в заданных пределах без взаимодействия и деградации упрочняющих фаз с алюминиевой матрицей.

Иванова Л.Х., Колотило Е.В., Калашникова А.Ю., Симоненко В.В.

(НМетАУ, г. Днепрпетровск)

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ЧУГУННЫХ ПРОКАТНЫХ ВАЛКОВ

E-mail: muha55c@mail.ru

В нормативно-технической документации на чугунные прокатные валки указывается, что «... для снижения внутренних напряжений валки перед эксплуатацией должны подвергаться естественному старению у потребителя. Устанавливаются следующие сроки естественного старения со времени отливки: для валков с твердостью до 50 ед. Шора – не менее 3 месяцев; для валков с твердостью 50 ед. Шора и выше – не менее 6 месяцев. По согласованию изготовителя с потребителем для снятия внутренних напряжений допускается валки подвергать термической обработке с целью ускорения их ввода в эксплуатацию». Режимы термической обработки в ТУ не приводятся.

Кафедра литейного производства НМетАУ предлагает проводить низко- или высокотемпературную обработку по следующим режимам.

Низкотемпературная термическая обработка:

а) для снижения внутренних напряжений – нагрев до температуры 400...500 °С со скоростью 25 град/ч, выдержка 0,025...0,050 м/ч и охлаждение с печью. Для двухслойных валков нагрев валков производится до температуры не выше 200...250 °С. В результате отжига общий характер структуры не изменяется;

б) для снижения твердости рабочего слоя валков – нагрев до температуры 600...650 °С со скоростью 25 град/ч, выдержка и охлаждение с печью. Величина твердости зависит от продолжительности выдержки. В результате отжига изменяется строение перлита;

в) отжиг с горячего посада. Для снятия внутренних напряжений или снижения твердости рабочего слоя валков производится загрузка валков сразу после выбивки из литейной формы в печь, нагретую до необходимой температуры выдержки, выдержка для выравнивания температуры по сечению бочки валка и охлаждение с печью.

Высокотемпературная упрочняющая термическая обработка чугунного прокатного валка состоит из трех стадий:

- 1 стадия – *диффузионный отжиг* – медленный нагрев со скоростью 25 град/ч до 950...900 °С, выдержка 0,5...10 ч для аустенитизации матрицы; поверхностный слой отливки нагревают несколько выше для повышения содержания углерода в твердом растворе; охлаждение после выдержки следует производить со скоростью свыше 50 °С/ч до температуры 420...310 °С, а затем производят изотермическую выдержку в течение 1...4 ч для завершения бейнитного превращения, цель – повышение износостойкости чугуна;

- 2 стадия – *перлитизирующий отжиг* – нагрев до температуры 650...750 °С, выдержка 1...1,5 ч, при этом происходит превращение остаточного аустенита в перлит, быстрое охлаждение для исключения выделения карбидов из остаточного аустенита;

- 3 стадия – *двухкратный отпуск* для регулирования количества остаточного аустенита – двойной нагрев до температуры 550...650 °С с выдержкой 0,5...3,0 ч, охлаждение на воздухе после первого отпуска для сорбитизации структуры и с печью после второго отпуска для снижения остаточных напряжений; такой отпуск приводит к упрочнению и увеличению стойкости материала отливки к трещинообразованию.

Для термической обработки валков из хромистого чугуна возможно применение режима, состоящего из 2 стадий:

- 1 стадия – *диффузионный отпуск* – медленный ступенчатый (производит дополнительную выдержку при 400 и 700 °С) нагрев со скоростью 25 град/ч до 950...900 °С; выдержка 0,5...10 ч для аустенитизации матрицы; охлаждение после выдержки следует производить быстро со скоростью 100...200 °С для получения аустенито-мартенситной матрицы;

- 2 стадия – *двухкратный отпуск* для регулировки количества остаточного аустенита в структуре – двойной нагрев до температуры 550...650 °С, выдержка 0,5...1 ч, охлаждение с печью после второго отпуска для снижения внутренних напряжений.

Ивахненко Е.И., Шаломеев В.А., Ивахненко И.Е.

(ЗНТУ, г. Запорожье)

ИЗНОСОСТОЙКИЕ СПЛАВЫ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ

E-mail: gr@radiocom.net.ua

Для деталей металлургического оборудования, работающих в условиях интенсивного абразивного износа в условиях высоких температур (до 1100 °С) традиционно применяют высоколегированные сплавы. При этом степень их легирования и морфология структурных составляющих определяют надёжность и долговечность работы отдельных деталей и узлов.

Исследовали влияние легирующих элементов на структурообразование, механические и эксплуатационные свойства высоколегированных феррито-карбидных сплавов 100X27C2Л и 100X27H3C2Л. Изучали влияние углерода, хрома, кремния и никеля в пределах: $0,3\% \leq C \leq 1,2\%$, $18,0\% \leq Cr \leq 28,0\%$, $0,5\% \leq Si \leq 2,5\%$, $0,4\% \leq Ni \leq 12,0\%$.

Рентгеноструктурный анализ исследуемых сплавов проводили на дифрактометре ДРОН-3М в фильтрованном кобальтовом излучении при режимах съёмки $U = 26kV$, $I = 15 mA$. Сканирование проводили со скоростью 1 град/мин при пределах излучения $4 \cdot 10^4$ имп/с с постоянной времени 2,5 с. По результатам съёмки проводили качественный фазовый анализ, с помощью которого идентифицировали фазы аустенита, феррита, карбидных включений и интерметаллидных соединений.

С использованием рентгенографического прибора Jeol 5 исследовали морфологию карбидов и пограничные зоны структурных составляющих в системах карбид-феррит и интерметаллид-феррит. Металлографические исследования проводили с использованием оптических микроскопов МИМ-8М и МБИ-6 на образцах металла до и после высокотемпературных (1100 °С) испытаний.

Результаты исследований позволили изучить процессы коалесценции и сфероидизации карбидов. Коалесценция карбидных частиц начиналась одновременно с их сфероидизацией и продолжалась после ее завершения. Однако, с заметной скоростью она происходила только при высоких температурах, когда диффузионная подвижность углерода увеличивалась. Диффузия углерода от мелких к крупным частицам карбидов создавала условия для пересыщения им аустенита на границах с карбидной фазой. В результате наблюдалось постепенное растворение мелких частиц карбидов и рост крупных.

Межфазные зоны в системах карбид-феррит и интерметаллид-феррит были обеднены легирующими элементами и интенсивно окислялись в условиях высоких температур. Вводимые элементы – кремний и никель – действовали не однозначно. Кремний, концентрируясь на границе карбидной фазы, снижал скорость коррозии металла. Никель, как элемент не склонный к пассивации, в изучаемых пределах на коррозионные процессы практически не влиял.

В результате проведенных исследований установлены оптимальные содержания легирующих элементов в сплавах и предложены новые феррито-карбидные сплавы для деталей горно-обогачительного оборудования, обеспечивающие надежную и долговечную работу.

Іванов В.Г., Парахнєвич Є.М.

(ЗНТУ, м. Запоріжжя)

**ЗМІНА МОРФОЛОГІЇ ГРАФІТНОЇ ФАЗИ У ЧАВУНАХ ПІСЛЯ
ЕЛЕКТРОШЛАКОВОГО ПЕРЕПЛАВЛЕННЯ**

E-mail: ivanov@zntu.edu.ua

Прогресивним процесом покращення фізико-механічних та службових характеристик литих виробів є електрошлакове переплавлення або електрошлакова обробка, яка дає можливість значно очистити метал від шкідливих домішок і газів та підвищити властивості. Крім того електрошлакове наплавлення з успіхом використовується для отримання біметалевих заготовок або при відновлювально-ремонтних роботах у металургії, ковальсько-штампувальному виробництві, автомобільному, нафтовому та енергетичному машинобудуванні. У чавунних виливках графітна фаза у найбільшому ступені визначає властивості. Тому дослідження впливу електрошлакової обробки на характер, розміри та розподілення графітових включень у чавуні є актуальним.

Вивчали вплив електрошлакової обробки сірих та високоміцних чавунів на морфологію графітної фази та структуру металевої основи. Попередньо в індукційній печі ІСТ-0,060 виплавляли чавун складу (мас. частка, %): 3,72 С; 3,87 Si; 0,3 Mn; 0,038 P; 0,081 S. Для отримання кулястого графіту метал у ковші обробляли нікель-магнієвою лігатурою (15 % Mg, 0,6 % Ce) у кількості 0,5 % та феросилієм ФС65 у кількості 1,0 %. Вміст сірки у високоміцному чавуні знизився до 0,019 %.

У графітові виливниці із внутрішнім діаметром 60 мм заливали циліндричні заготовки під штанги для електрошлакового переплавлення. Підготовлені заготовки кріпили до сталевих штанг за допомогою шпильок та зварювання.

Включення графіту в сірому чавуні характеризувалися прямолінійною пластинчастою формою з рівномірним розподіленням, довжина включень графіту складала 90...120 мкм, кількість графіту 12 %. Кількість перліту складала 20 %. У високоміцному чавуні включення графіту були кулястої неправильної форми, рівномірно розподілені, діаметр включень складав 35...65 мкм, кількість графіту 12 %. Структура металевої основи містила ферит (біля 55 %) та ледебурит.

Електрошлакове переплавлення здійснювали на установці А550У-02 в мідному кристалізаторі діаметром 100 мм під стандартним флюсом АНФ-29. Зливки після переплавлення розрізали на зразки та піддавали металографічному дослідженню.

Після електрошлакового переплавлення морфологія графітної фази суттєво змінюється. Значно подрібнюються графітові включення, фосфідна евтектика, подавляється «спадковість» структури чушкового чавуну. Розподіл графітових включень у сірому чавуні стає міждендритним точковим або пластинчастим. Крім того, спостерігається також графіт компактної форми. Структура металевої основи стає дендритоподібною, строго орієнтованою за фронтом кристалізації. Перлітні ділянки подрібнюються та стають більш дисперсними. Спостерігаються також грубі включення цементиту.

Аналогічна тенденція спостерігається у високоміцному чавуні. Кулясті включення графіту також подрібнюються, структура стає дендритною. Спостерігається перетворення кулястої форми включень графіту на вермикулярну дисперсну форму.

Такі зміни морфології графітної фази та структури є результатом впливу теплових факторів електрошлакового переплавлення. Швидка кристалізація чавуну в мідному кристалізаторі унеможливує виділення грубих включень графіту і сприяє кристалізації цементиту.

Уповільнення кристалізації чавуну за рахунок підбору складу шлаку, теплового режиму плавки та додаткового модифікування дозволить отримувати чавунні зливки або наплавлення з дрібним рівномірно розподіленим графітом компактної або кулястої форми гарантуючи підвищені властивості та ресурс експлуатації литих виробів.

Іванова О.С., Рибак В.М., Сєдов М.П., Лисюк Р.О.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

КОМП'ЮТЕРНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОЇ ТИГЕЛЬНОЇ ПЛАВКИ

E-mail: ivasha09007@gmail.com

Процес ЕШП був винайдений на початку 50-х років минулого століття і зараз також використовується в металургії, але до цих пір не було розроблено комп'ютерних програм, які моделюють його, тому створення віртуальної комп'ютерної моделі перебігу процесу ЕШП є доцільним і актуальним.

Аналіз літературних даних та ресурсів мережі Інтернет показав, що до цього часу не існує жодної комп'ютерної моделі електрошлакової тигельної плавки, яка дозволяла б наочно спостерігати за процесом плавлення електроду, накопиченням рідкого металу в тиглі, відображення у реальному часі параметрів процесу.

В той же час, відомою організацією World Steel Assotiations, фірмою MATTER та Університетом Ліверпуля (Англія) у 2003 році було розроблено спеціальний дистанційний навчальний центр по металургії (www.steeluniversity.org). На сайті центру представлені комп'ютерні моделі доменної печі, кисневого конвертера, електродугової печі, цеху позапичної обробки, які дозволяють моделювати відповідні процеси в режимі реального часу будь-якому користувачу через мережу Інтернет.

Найбільш схожим на електрошлаковий процес є електродуговий, і тому саме модель електродугового процесу необхідно взяти за основу при створенні комп'ютерної моделі електрошлакової тигельної плавки.

Комп'ютерна модель в реальному часі дозволяє керувати процесом плавки шихти в електродуговій печі, а саме:

- завантажувати за допомогою крана шихтові матеріали в піч;
- керувати положенням графітових електродів;
- керувати електричною потужністю печі;
- здійснювати вимірювання температури розплавленого металу;
- візуально спостерігати за процесами, які відбуваються в плавильному просторі печі;
- проводити зливання рідкого металу.

Комп'ютерна модель електрошлакової тигельної плавки також повинна мати можливість візуального спостереження в реальному часі за процесами, які відбуваються в плавильному просторі тигля, мати можливість змінювати електричні параметри плавки – напруги на трансформаторі, керувати положенням електроду, відображати силу електричного струму, температуру шлаку, масу шлаку, масу наплавленого металу, час плавки, марку сталі, марку флюсу, розраховувати витрати електроенергії. Крім цього, так як комп'ютерна модель створюється з метою навчання студентів, в ній необхідно передбачити можливості перевірки знань з даної технології, розрахунку кінцевої оцінки при використанні моделі як лабораторної роботи та в разі необхідності передачі результатів моделювання електронною поштою викладачу.

Програма повинна мати декілька основних модулів а також блоки перевірки відповідей та умовні переходи. Після запуску комп'ютерної моделі повинна з'явитися заставка з інформацією про організацію-розробника та розробників. Далі завантажувється вікно з вихідними даними. Потім запускається вікно допуску до виконання роботи. Після успішного допуску запускається вікно з самою комп'ютерною моделлю. Задача студента – за виділений час наплавити необхідну порцію металу, допустивши при цьому мінімальну кількість помилок.

Після наплавлення необхідної порції металу і натисканні на кнопку «Розливка» процес моделювання закінчується і викликається вікно захисту, а після успішного захисту – вікно з кінцевими результатами моделювання.

Таким чином, розробка комп'ютерної моделі ЕШТП є задачею актуальною. Але для створення даної програми необхідно провести комплекс досліджень параметрів процесу та розрахувати математичні моделі, на основі яких і буде працювати комп'ютерна модель.

Іванченко Д.В.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

**ТЕХНОЛОГІЯ ОТРИМАННЯ СПЛАВУ АК8МЗч З ЦИРКОНІЄМ ТА ХРОМОМ
ЗАМІСТЬ БЕРИЛІЮ**

E-mail: cort.77@mail.ru

Для виготовлення силових та герметичних деталей, які здатні працювати при температурах до 250 °С, використовується сплав АК8МЗч (ВАЛ8), який є складнолегованим алюмінієво-кремнієвим ливарним сплавом, що містить у своєму складі окрім кремнію такі елементи як Cu, Zn, Ti, Be, B [1]. Заміна берилію, який є дуже шкідливою, канцерогенною речовиною і вводиться у розплав за допомогою Al-Be лігатури, отримання якої передбачає дотримання суворих санітарних норм та правил техніки безпеки, є актуальною дослідницькою задачею.

Серед різних способів заміни берилію як елемента, що підвищує пластичність, а у тандемі із міддю і міцність сплаву, обрано найбільш простий і досить ефективний спосіб, який ґрунтується на введенні подвійної лігатури, що містить в своєму складі, мідь та 20 % хрому при температурі 850 °С у розплав, попередньо оброблений флюсом, який складається із сполук ZrF_4 , та LiF. Склад флюсу підбирався таким чином, щоб забезпечити найменш можливу температуру плавлення, а саме 500 °С. При вищевказаній температурі плавлення флюсу забезпечується максимальне насичення алюмінієвого розплаву цирконієм.

З метою розроблення оптимальної технології, а також для скорочення кількості експериментів і економії матеріалів, дослідні плавки проводили з використанням повного факторного експерименту (ПФЕ) типу 2^3 , де змінними факторами були вміст тетрафториду цирконію у флюсі (x1), температура розплаву (x2) та час витримки розплаву після введення флюсу і до введення лігатури (x3). Сплав у всіх випадках витримувався до повного розчинення флюсу.

Експериментальні дослідження показали, що визначальним фактором процесу насичення алюмінієвого розплаву цирконієм є його температура, кількість фториду цирконію та час витримки. По мірі збільшення усіх трьох факторів величина σ_B сплаву зростає з 242 до 385 МПа (після загартування та штучного старіння) при збереженні відносного подовження на рівні 4%.

Оптимальні результати отримані при використанні флюсу, який містить 1,2 % ZrF_4 від маси розплаву, температури розплаву 850 °С, та часу витримки 15 хвилин перед розчиненням лігатури.

Література:

1. ГОСТ 1583-93. Межгосударственный стандарт. Сплавы алюминиевые литейные. Технические условия. Межгосударственный совет по стандартизации, метрологии и сертификации. – Минск: ИПК Издательство стандартов, 2003. – 24 с.

Калюжный П.Б.

(ВНУ ім. В. Даля, г. Северодонецк)

ВАКУУМИРУЕМАЯ ФОРМА И ЕЕ ВОЗМОЖНОСТИ

E-mail: k.p.b.20.liteischik@mail.ru

При литье по газифицируемым моделям и V-процессе литейные формы чаще всего изготавливают из сухого кварцевого песка без связующего. Упрочнение формовочного материала в таком случае происходит за счет действия вакуума, поэтому такие литейные формы называют вакуумируемыми формами.

Отличительной особенностью вакуумируемой формы является то, что огнеупорный наполнитель формы не имеет сил сцепления между частицами. Эта особенность и

была использована для реализации новых методов управления условиями теплообмена в литейной форме.

Например: если слой сухого песка, находящегося в опоке, продувать потоком газа, направленного снизу вверх с относительно малой скоростью, то он остается неподвижным. Газ при этом фильтруется сквозь слой, который оказывает сопротивление потоку газа. По мере увеличения скорости потока газа растет сила сопротивления песчинок обтеканию. Эта сила пытается перестроить укладку песчинок таким образом, чтобы слой песка оказывал меньшее сопротивление. Когда скорость потока достигает некоторой критической величины, слой песка перестает быть неподвижным, его порозность и высота начинают увеличиваться, слой приобретает текучесть и переходит как будто бы в кипящее (псевдооживленное) состояние.

При переходе неподвижного слоя в псевдооживленный интенсивность теплообмена между отливкой и песком резко возрастает. Это связано с интенсивным перемешиванием частиц песка в объеме слоя. Передвигаясь в слое, песчинки получают тепло от поверхности отливки и транспортируют его вглубь основной массы псевдооживленного слоя.

Таким образом, создавая псевдооживленный слой из песка непосредственно в литейной форме, можно управлять процессом теплообмена между отливкой и формой.

Целью работы было исследование гидродинамики псевдооживленного слоя в литейной форме, поскольку гидродинамика слоя оказывает непосредственное влияние на теплообменные процессы в псевдооживленном слое.

На основе анализа литературных источников было установлено, что основными факторами, влияющими на интенсивность теплообмена отливки с псевдооживленным слоем, являются скорость оживающего газа, размер частиц песка и их теплофизические свойства, конструкция газораспределительной решетки, конструктивные особенности литейной формы и др.

Для проведения опытов использовали контейнер, в донной части которого находилось газораспределительное устройство (плита с отверстиями, накрытая мелкой сеткой во избежание просыпания песка). Образованная под газораспределительным устройством полость сообщалась с системой подачи сжатого воздуха. Расход воздуха регулировался краном и измерялся расходомером. В качестве зернистого наполнителя использовали свежий и оборотный кварцевый песок разного гранулометрического состава. Для предотвращения высыпания песка при его псевдооживлении на верх контейнера устанавливалась наполнительная рамка.

В ходе исследований был определен минимальный расход воздуха, при котором начиналось псевдооживление, и максимальный расход, который могло обеспечить данное оборудование. Аналитическим путем были рассчитаны значения скорости начала псевдооживления и рабочей скорости потока воздуха в слое песка.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что варьирование вышеназванными факторами позволит в достаточно широком диапазоне управлять процессами теплообмена в литейной форме, а значит управлять формированием структуры и свойств отливки.

Карпенко В.М., Карпенко М.И., Хомец У.С.

(БГАТУ, г. Минск; ГЛЗ «Центролит», г. Гомель)

АНТИФРИКЦИОННЫЕ ЧУГУНЫ И ТЕХНОЛОГИИ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ ДВИГАТЕЛЕЙ

E-mail: vmkarpenko422@yandex.by

В связи с освоением в Беларуси производства энергонасыщенных тракторов, грузовых автомобилей, самоходных комбайнов и кормоуборочных комплексов, стало очевидным, что рекомендуемые в ГОСТ-1585 антифрикционные серые чугуны АЧС-1, АЧС-2, АЧС-3 и ВЧШГ марок АЧВ-1 и АЧВ-2 не обеспечивают требуемые требования по структуре, надёжности и эксплуатационным свойствам таким деталям двигателей, как

гильзы, блоки, коленчатые валы, головки блоков и др. Например, предельный режим работы чугуна марки АЧВ-2 в условиях трения из-за низкой твёрдости (167...197 НВ) не превышает 3...12 МПа м/с, а скорость изнашивания при сухом трении достигает 0,35...0,50 мкм/км. Поэтому актуальной задачей является разработка новых антифрикционных сплавов с более высокими свойствами.

Ещё недавно головки блоков и направляющие втулок карбюраторных двигателей изготавливали из серого перлитного чугуна СЧ25. Чугун для блоков цилиндров карбюраторных двигателей легировали до 0,5% Cr и до 2% Ni. Для литых деталей двигателей грузовых автомобилей использовали аустенитный чугун, а для деталей дизельных двигателей специальных автомобилей – азотированный чугун. Рост мощности двигателей до 250...450 л.с. потребовал повышения износостойкости и долговечности блоков, головок блоков, гильз и других деталей, изготавливаемых из серого чугуна и лимитирующих эксплуатационную стойкость двигателей.

В соответствии с госпрограммами «Материалы в технике» и «Дизельные двигатели», выполнен ряд работ по антифрикционным материалам для деталей двигателей и литейным технологиям при участии специалистов из ПО МТЗ, ИТМ НАН Беларуси, БГАТУ, РУП «БелНИИЛит», ПО «Гомсельмаш», ГЛЗ «Центролит» и др. Разработаны новые антифрикционные чугуны для ряда деталей двигателей с более высокими характеристиками предельного режима работы при трении и износостойкости, чем у чугунов марок АЧВ-1 и АЧВ-2 по ГОСТ-1585 [1, 2]. Проведены исследования и предложены ресурсосберегающие и специальные технологии литья (КЛИТ и ССЛИТ-процессы) [3, 4]. Предложена методика разработки новых литейных технологий с использованием программного специализированного обеспечения.

Для гильз цилиндров тракторных и комбайновых дизелей размерных групп Б, М и С (ОСТ 23.3.12 – 86) более эффективными оказались техпроцессы литья в облицованные кокили на карусельных машинах и другие специальные способы литья [4]. Выбор конструктивных материалов и отработка технологии литья гильз цилиндров в облицованные кокили с высоким коэффициентом использования металла проводились с участием сотрудников РУП «БелНИИЛит». Для деталей автотракторных и комбайновых двигателей предложен антифрикционный чугун (патент ВУ №16638), а для тонкостенных гильз двигателей с предельным режимом работы чугуна при трении от 24 до 35 МПа м/с двигателей разработан перлитный антифрикционный чугун (патент RU 2409689). В 2015 г. Минский моторный завод начал массовое производство гильз цилиндров из легированных антифрикционных чугунов в новом литейном цехе.

Проблемной лабораторией литья ПО МТЗ проведены испытания и отработка технологии литья головок блока цилиндров энергонасыщенных тракторов «Белорус» из чугуна с вермикулярным графитом (ЧВГ). Целесообразность использования деталей двигателей из ЧВГ обосновывается повышенной надёжностью и точностью деталей.

Антифрикционные ЧВГ и ВЧШГ начали занимать лидирующее положение при изготовлении корпусных деталей двигателей в автотракторостроении и дизелестроении. Они также получили применение в качестве основного конструкционного материала для изготовления не только блоков двигателей грузовых автомобилей, но и многих легковых автомобилей с объёмом двигателя более 2,5 л.

В исследованиях оценили влияние химического состава, азотированных ферросплавов, легирующих добавок и карбонитридного упрочнения на структуру и свойства антифрикционных ВЧШГ. Установлено, что медь и нитриды титана и марганца существенно снижают коэффициент трения и повышают предельный режим работы чугуна при трении. В большинстве случаев присутствие в тонкостенных отливках с перлитной матрицей из высокопрочных антифрикционных чугунов ряда нитридов и карбонитридов эффективно, а карбидов – нежелательно, а часто и неприемлемо.

В настоящее время также наметилась тенденция замены стальных коленчатых и распределительных валов на ВЧШГ. Для экономного легирования использованы азотиро-

ванние ферросплавы, медь, титан, никель, молибден, а для модифицирования – барий и комплексные модификаторы с РЗМ. Для сфероидизирующей обработки ВЧШГ использован комплексный модификатор (патент ВУ №9935), содержащий, мас. %: 25...40 ферросилиция марки FeSiAl1, 25...40 отсева ФСМг-7 (по ТУ14-5-134-86) и измельченный графит-остальное. Массовое производство отливок ответственного назначения из ВЧШГ освоено на Минском тракторном заводе, Гомельском заводе литья и нормалей, Минском автомобильном заводе, ИТМ НАН Беларуси, станкостроительном заводе (г. Барановичи), РУП «БелНИИлит», ГЛЗ «Центролит», Лифтостроительном заводе (г. Могилёв) и других предприятиях.

Литература:

1. Антифрикционный высокопрочный чугун. Патент ВУ № 10666. Кл. С22С 37/00, опубл. 30.05.2008 / Карпенко М.И., Марукович Е.И., Карпенко В.М. и др.
2. Высокопрочный легированный чугун. Патент ВУ № 11084. Кл. С22С 37/00, опубл. 30.08.2008 / Карпенко М.И., Марукович Е.И., Карпенко В.М.
3. Производство отливок ответственного назначения / Карпенко М.И., Алов В.А., Мельников А.П., Карпенко В.М. – Ярославль, 2012. – 256 с.
4. Марукович Е.И. Литейные сплавы и технологии / Марукович Е.И., Карпенко М.И. – Минск: Бел. Наука, 2012. – 442 с.

Кеуш Д.В., Лютий Р.В., Гурія І.М.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

**ТЕХНОЛОГІЯ СИНТЕЗУ І ВЛАСТИВОСТІ НОВИХ ЗВ'ЯЗУВАЛЬНИХ
КОМПОНЕНТІВ ДЛЯ СТРИЖНЕВИХ СУМІШЕЙ**

E-mail: rvl2005@ukr.net

Найбільш перспективними та мало вивченими є неорганічні зв'язувальні компоненти (ЗК), які являють собою фосфорнокислі солі металів. На даний час створені численні матеріали на базі ортофосфорної кислоти, алюмофосфатного та алюмохромфосфатного ЗК. Порошкова складова цих композицій представлена чистими оксидами або складними сполуками, які є дефіцитною і високовартісною сировиною.

При цьому очевидно, що потенціал солей фосфорної кислоти повною мірою не реалізований. Поєднання кислоти з вогнетривкими наповнювачами, а також з неорганічними солями металів досі не досліджувалися. Викладені положення відкривають шлях до вирішення наукового питання – отримання ЗК при взаємодії ортофосфорної кислоти з відповідними матеріалами.

Проведений комплекс теоретичних і експериментальних досліджень, в результаті яких вперше реалізований спосіб синтезу ЗК в стрижневій суміші при безпосередній взаємодії вогнетривкого наповнювача (зокрема кварцового піску) із ортофосфорною кислотою. Факт утворення нової сполуки, яка наділена високим зв'язувальним потенціалом, встановлений рентгенофазовим аналізом на установці Rigaku Ultima IV. ЗК ідентифікований як пірофосфат кремнію SiP_2O_7 . Він утворюється в композиціях дрібнодисперсного SiO_2 з концентрованою (85%) ортофосфорною кислотою при їх нагріванні до 300 °С. Процес легко реалізується для зміцнення стрижнів у гарячому оснащенні. Міцність стрижневої суміші при стисканні понад 3,0 МПа.

Стабільність пірофосфату кремнію при нагріванні до 1000 °С підтверджують дані диференційного термогравіметричного аналізу (ДТГА). Ця сполука не піддається жодному перетворенню, забезпечує термічну стійкість стрижневої суміші і усуває можливість фізико-хімічної взаємодії з виливком.

Визначення оптимального складу суміші проведено за композиційним планом експерименту. Для виготовлення стрижнів рекомендовано суміш на основі кварцового піску, яка

містить 3...4% ортофосфорної кислоти, 6...8% пілоподібного кварцу і зміцнюється при 300...320 °С.

В композиції цирконового наповнювача з ортофосфорною кислотою при нагріванні до 350 °С також відбувається зміцнення. Воно спричинене утворенням ЗК, який за мінералогічною структурою представляє собою пірофосфат цирконію ZrP_2O_7 , що також підтверджено рентгенофазовим аналізом.

Утворення саме пірофосфатів пояснюється тим, що воно відбувається при температурах понад 200 °С – в умовах, коли ортофосфорна кислота піддається поліморфному перетворенню на пірофосфорну кислоту. Така структура ЗК в стрижневих сумішах спостерігається вперше.

Нагрівання до 1000 °С, за даними ДТГА, не призводить до жодних перетворень у структурі пірофосфату цирконію, тому він є ефективним і стабільним ЗК для стрижневої суміші.

Проведення експериментів, передбачених композиційним планом, показало, що суміші з пірофосфатом цирконію зміцнюються при нагріванні 340...350 °С. До їх складу мають входити 3,0...3,5 % ортофосфорної кислоти, 7,0...8,0 % пілоподібного циркону, решта – цирконовий зернистий наповнювач (пісок або концентрат). При цьому забезпечується міцність 2,8...3,2 МПа.

Таким чином, теоретично і практично доведено утворення в системах $H_3PO_4-SiO_2$ та $H_3PO_4-ZrSiO_4$ пірофосфатів кремнію та цирконію, які виконують роль ЗК і є термічно стабільними до 1000 °С.

Досліджені суміші мають високу загальну і поверхневу міцність, а також низьку активність до залізвуглецевих розплавів. Виливки виготовляли з використанням стрижнів та оболонкових форм із розроблених сумішей. Матеріал виливків – білий чавун, сірий чавун, вуглецеві (20Л, 30Л, 45Л) та складнолегована (20Х25Ю2ТЛ) сталь. Виливки мають якісні зовнішні і внутрішні поверхні.

Клименко В.А., Шейко О.І., Левіцька Т.О.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

**ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ГРАНУЛОМЕТРИЧНОГО СКЛАДУ НАПОВНЮВАЧА
НА ТЕХНОЛОГІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ФОРМУВАЛЬНИХ ТА СТРИЖНЕВИХ
СУМІШЕЙ**

E-mail: vaklym@i.ua

Склади формувальних і стрижневих сумішей, які широко використовуються у ливарному виробництві, більш ніж на 90% складаються з наповнювача – кварцового піску. Оскільки як наповнювачі використовують інертні до сплавів, які заливаються в ливарну форму, матеріали, то найбільший вплив на технологічні властивості формувальних сумішей надає їх гранулометричний склад.

Проведеними дослідженнями встановлено, що гранулометричний склад наповнювача в першу чергу впливає на міцність і газопроникність формувальних і стрижневих сумішей та шорсткість поверхні форми. При чому підвищення газопроникності суміші, як правило, знижує її міцність і підвищує шорсткість поверхні форми. Досягти необхідного оптимального співвідношення технологічних властивостей сумішей часом буває досить важко, що призводить до необхідності ускладнювати склади формувальних сумішей та використовувати додаткові технологічні операції.

З метою підвищення якості виливків, у світовій практиці останнім часом приділяється велика увага підготовці вихідних формувальних матеріалів, зокрема, наповнювачів формувальних сумішей. У зв'язку із цим виникла не тільки необхідність, але й можливість використання для приготування формувальних сумішей наповнювачів конкретно заданого гранулометричного складу [1].

Аналіз попередніх результатів при дослідженні впливу гранулометричного складу пластичних формувальних і стрижневих сумішей показав, що зерна наповнювача в об'ємі ущільненої суміші розташовуються у вигляді п'яти правильних тіл Платона: тетраедра, куба, октаедра, ікосаедра й додекаедра. Технологічні властивості сумішей змінюються залежно від кількості тієї або іншої з п'яти просторових фігур розташування зерен наповнювача в загальному об'ємі. У свою чергу, кількість тієї або іншої просторової фігури в об'ємі суміші залежить від співвідношення фракцій різної величини в складі наповнювача [2...4].

З метою подальшого вивчення впливу гранулометричного складу наповнювача на технологічні властивості пластичних формувальних і стрижневих сумішей був складений план активного експерименту. Тому, що оптимальна область варіювання складу сумішей апріорі відома, завданням даної роботи є дослідження технологічних властивостей всередині області.

Для дослідження та встановлення просторового розташування зерен наповнювача в об'ємі піщано-глинястої формувальної суміші при досягненні нею оптимальних технологічних властивостей та з метою опрацювання рекомендацій для попередньої підготовки формувальних пісків, був побудований план експерименту на основі ЛПт-послідовностей (табл. 1) [3].

Таблиця 1 – План проведення досліджень з оптимізації гранулометричного складу наповнювача пластичної формувальної суміші

ПЛАН ЕКСПЕРИМЕНТУ																
№ досліджу	Матриця незалежних змінних робоча, мас.ч.							Матриця незалежних змінних робоча, г/ 3 Кг суміші								
	X1 пісок 016	X2 пісок 02	X3 пісок 0315	X4 пісок 04	X5 вода	X6 глина	X7 скло	X1 пісок 016	X2 пісок 02	X3 пісок 0315	X4 пісок 04	X5 вода (зверх.)	X6 глина (зверх.)	X7 скло (зверх.)		
1	50	50	50	50	4,0	6,5	2,5	750	750	750	750	120	195	75		
2	0	100	0	100	2,0	10,0	0,0	0	1500	0	1500	60	300	0		
3	100	0	100	0	6,0	3,0	5,0	1500	0	1500	0	180	90	150		
4	0	50	100	100	4,0	3,0	2,5	0	600	1200	1200	120	90	75		
5	50	0	50	50	2,0	6,5	5,0	1000	0	1000	1000	60	195	150		
6	50	50	50	0	6,0	6,5	0,0	1000	1000	1000	0	180	195	0		
7	100	100	0	50	4,0	10,0	2,5	1200	1200	0	600	120	300	75		
8	0	100	100	0	2,0	3,0	2,5	0	1500	1500	0	60	90	75		
9	50	50	0	100	6,0	6,5	5,0	750	750	0	1500	180	195	150		
10	0	0	100	50	4,0	10,0	0,0	0	0	2000	1000	120	300	0		
11	100	100	50	0	6,0	3,0	5,0	1200	1200	600	0	180	90	150		
12	0	0	0	100	4,0	3,0	0,0	0	0	0	3000	120	90	0		
13	100	100	100	0	2,0	10,0	2,5	1000	1000	1000	0	60	300	75		
14	50	50	0	50	6,0	10,0	0,0	1000	1000	0	1000	180	300	0		
15	100	0	50	100	2,0	6,5	5,0	1200	0	600	1200	60	195	150		
16	0	50	50	0	4,0	3,0	5,0	0	1500	1500	0	120	90	150		
17	50	0	100	100	6,0	10,0	2,5	600	0	1200	1200	180	300	75		
18	0	0	0	100	2,0	6,5	5,0	0	0	0	3000	60	195	150		
19	100	100	50	50	6,0	3,0	0,0	1000	1000	500	500	180	90	0		
20	0	0	50	100	6,0	6,5	2,5	0	0	1000	2000	180	195	75		
21	50	50	0	50	4,0	10,0	0,0	1000	1000	0	1000	120	300	0		
22	50	100	100	0	4,0	6,5	5,0	600	1200	1200	0	120	195	150		
23	100	50	0	50	2,0	3,0	2,5	1500	750	0	750	60	90	75		
24	0	50	100	50	2,0	6,5	2,5	0	750	1500	750	60	195	75		
25	50	100	50	100	6,0	10,0	0,0	500	1000	500	1000	180	300	0		
26	50	100	50	50	2,0	6,5	5,0	600	1200	600	600	60	195	150		
27	100	0	0	0	4,0	3,0	0,0	3000	0	0	0	120	90	0		
28	0	100	0	50	6,0	6,5	5,0	0	2000	0	1000	180	195	150		
29	100	50	100	0	4,0	10,0	2,5	1200	600	1200	0	120	300	75		
30	50	0	50	0	4,0	10,0	2,5	1500	0	1500	0	120	300	75		
31	100	50	100	100	2,0	3,0	0,0	857,1429	428,5714	857,1429	857,1429	60	90	0		
32	0	100	100	100	6,0	10,0	5,0	0	1000	1000	1000	180	300	150		
Кількість необхідного (мінімум):								22957,14	22928,57	23707,14	26407,14	3900	6345	2475		

План проведення досліджень передбачає зміну кожного незалежного фактора на трьох рівнях з метою можливості отримання рівняння регресії другого ступеню за кожною змінною. Це дозволить виявити не тільки напрямок зміни відгуку, а й характер цієї зміни.

Як основні параметри оптимізації обрано характеристики міцності, газопроникності, обсіпаємості, щільності та поруватості формувальної суміші у вологому та сухому стані.

За результатами експерименту передбачається побудувати математичні моделі та провести багатокритеріальну оптимізацію, що дозволить визначити зміну властивостей об'єкту дослідження у багатовимірному просторі.

Література:

1. Бречко А.А., Великанов Г.Ф. Формовочные и стержневые смеси с заданными свойствами. – Л.: Машиностроение, 1982. – 215 с.
2. Шейко А.И., Клименко В.А. Формирование объёмной структуры наполнителя формовочных смесей. // Материалы VI Международной конференции «Стратегия качества в промышленности и образовании», 4...11.06.2010. – Варна, Болгария. – Том 1(2). – С. 456-457.
3. Радченко С.Г. Устойчивые методы оценивания статистических моделей: Монография. – К.: ПП «Санспарель», 2005. – 504 с.
4. Дорошенко В.С. Оптимизация гранулометрического состава сухих сыпучих формовочных смесей. // Литьё и металлургия, 2014. – №2(75). – С. 15-18.

Клименко В.А., Шейко О.І.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

**ВИКОРИСТАННЯ МЕТОДІВ ПРИКЛАДНОЇ СТАТИСТИКИ У ГАЛУЗІ
ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА ДЛЯ ДОСЛІДЖЕННЯ ТЕХНОЛОГІЧНИХ
ВЛАСТИВОСТЕЙ ФОРМУВАЛЬНИХ І СТРИЖНЕВИХ СУМІШЕЙ**

E-mail: vaklym@i.ua

Ефективність економіки визначається ефективністю використання ресурсів. Один кілограм сталі коштує приблизно 7 центів, один кілограм маси автомашини – 7 доларів, літака – 700 доларів, а інтегральних схем – більше 7000 доларів. Інакше кажучи, найбільший внесок серед ресурсів в економіку вносять людські знання, інтелект й інформація.

Розвиток технологій у будь-якій галузі визначає необхідність застосування сучасних засобів аналізу даних. Всі основні фізичні закони включають, у більшості випадків, не більш як три або чотири незалежні змінні й одну залежну. Збільшення складності сучасних процесів, прискорюване впровадження у виробництво нових процесів і матеріалів, не дозволяє використати традиційне однофакторне дослідження, при якому всі фактори, які впливають на процес, фіксуються, крім одного, який досліджується. Це пов'язано не тільки з нестачею ресурсів, але й неможливістю, при такому підході, визначити міжфакторні взаємодії.

Зважаючи на це, статистичні методи дослідження стали одним із основних інструментів не тільки у фундаментальних дослідженнях, але й у прикладних технологічних і конструкторських розробках.

Статистичні методи сьогодні не тільки найбільш затребувані, але й найбільш прийнятні в галузі ливарного виробництва. Якщо застосування статистичних методів у медицині й біології має такий розмах, що виникла спеціальна наукова дисципліна – біометрика, а в економіці – економетрія, то в ливарному виробництві подібні методи використовуються поки в меншому масштабі.

Більша технологічна складність і важкоприступність до досліджуваних об'єктів, складність проведення експерименту, велика витрата ресурсів, роблять статистичні методи дослідження найбільш прийнятними в ливарному виробництві, а необхідність постійно прискорюваного вдосконалювання технологічного процесу призводить до їхньої затребуваності.

Пошук оптимальних умов є однією з найпоширеніших науково-технічних задач. Вони виникають, коли встановлена можливість проведення процесу й необхідно знайти найкращі (оптимальні) умови його реалізації. Такі завдання називаються задачами оптимізації. Вибір оптимального складу багатокомпонентних сумішей і сплавів, підвищення продуктивності діючих установок, підвищення якості продукції, зниження витрат на її одержання є прикладами задач оптимізації.

Для вирішення задач оптимізації раціонально послідовно застосовувати детерміновані (такі, що характеризуються впорядкованою структурою вузлів) і ймовірнісні (які не вирішують точно, але дозволяють із достатньою точністю визначити, у яких межах буде змінюватися величина, що шукається, або з якою ймовірністю можна чекати якої-небудь події) методи прикладної статистики.

Для опису об'єкту дослідження зручно користуватися поняттям про кібернетичну систему, яку називають «чорним ящиком». З однієї сторони у віртуальний закритий ящик входять фактори, котрі дають можливість впливати на процеси, що відбуваються, а з іншої виходять числові характеристики цілей дослідження – параметри оптимізації.

При вирішенні задач використовуються математичні моделі дослідження. Під математичною моделлю розуміється рівняння, яке пов'язує параметр оптимізації з факторами.

Кожен фактор може приймати в досліді одне з декількох значень. Ці значення називаються рівнями. Для полегшення побудови «чорного ящика» й експерименту фактор повинен мати певне число дискретних рівнів. Фіксований набір рівнів факторів визначає один із можливих станів «чорного ящика».

Реальні об'єкти звичайно мають величезну складність. Так, на перший погляд, проста система з п'ятьма факторами на п'ятьох рівнях має 3125 станів, а для десяти факторів на чотирьох рівнях їх уже понад мільйон. Виконання всіх цих дослідів практично неможливо. У цьому випадку застосовується планування експерименту.

Планування експерименту – це процедура вибору числа й умов проведення дослідів, необхідних і достатніх для вирішення поставленого завдання з необхідною точністю. Планування експерименту передбачає:

- прагнення до мінімізації загального числа дослідів;
- одночасне варіювання всіма змінними, які визначають процес, за спеціальними правилами – алгоритмами;
- використання математичного апарату, який дозволяє формалізувати дії експериментатора;
- вибір чіткої стратегії, яка дозволяє приймати обґрунтовані рішення після кожної серії експериментів.

Виконання досліджень за допомогою планування експерименту вимагає виконання деяких вимог. Основними з них є умови відтворюваності результатів експерименту й керованість експерименту. Якщо повторити деякі досліді через нерівні проміжки часу й порівняти результати (значення параметра оптимізації), то розкид їхніх значень характеризує відтворюваність результатів. Якщо він не перевищує деякої заданої величини, то об'єкт задовольняє вимозі відтворюваності результатів.

Планування експерименту припускає активне втручання в процес і можливість вибору в кожному досліді тих рівнів факторів, які становлять інтерес. Тому такий експеримент називають активним. Об'єкт, на якому можливий активний експеримент, називається керованим.

У реальності немає абсолютно керованих об'єктів, тому що на них діють як керовані, так і некеровані фактори. Некеровані фактори впливають на відтворюваність експерименту і є причиною її порушення. Тому при проведенні експерименту варто максимально мінімізувати вплив некерованих факторів.

На кафедрі ливарного виробництва НТУУ «КПІ» вже багато років проводяться дослідження технологічних властивостей формувальних та стрижневих сумішей із застосуванням методів прикладної статистики. Найбільш придатною для цього виявилася побудова математичних моделей за результатами активних експериментів на підставі планів експериментів за ЛПт (лп-тау) послідовностями. ЛПт послідовності – це сімейство квазі-випадкових послідовностей, які забезпечують рівномірну відстань між точками на гіперкубі простору експерименту.

Будь-який об'єкт описується набором параметрів. Рішення належить паралелепіпеду. Для пошуку найкращого можна переглянути всі точки. Ці точки повинні бути рівномірно розподілені. ЛПТ послідовності й забезпечують рівномірну відстань між точками. Можна побудувати куб. У середині куба програма генерує числа < 1 . Тепер можна знайти відповідність між точками в кубі й у паралелепіпеді. Після цього будуємо таблицю випробувань. Виставляємо умови. Вибираємо рішення, яке задовольняє всім обмеженням. Будуємо простір припустимих рішень. Шукаємо найкраще.

Такий алгоритм дозволяє зменшити кількість експериментів до мінімуму, та при отриманні неадекватної моделі не перебудовувати весь план загалом, а додавати до нього окремі точки, таким чином добиваючись адекватності.

За результатами досліджень, які проведені із використанням вищезгаданого алгоритму, розроблено методики прогнозування технологічних властивостей формувальних і стрижневих сумішей, опубліковано більше десятка наукових статей та захищено декілька дипломних робіт магістрів.

Література:

1. Адлер Ю.П., Маркова Е.В., Грановский Ю.В. Планирование эксперимента при поиске оптимальных условий. – М.: Наука, 1976.
2. Федоров В.В. Теория оптимального эксперимента. – М.: Наука, 1971.
3. Клепиков Н.П., Соколов С.Н. Анализ и планирование экспериментов методом максимума подобия. – М.: Наука, 1964.
4. Тихомиров В.Б. Планирование и анализ эксперимента (при проведении исследований в легкой и текстильной промышленности). – М.: Легкая индустрия, 1974.
5. Радченко С.Г. Методология регрессионного анализа. Монография / Радченко С.Г. – К.: «Корнійчук», 2011. – 376 с.
6. Зейдель А.Н. Элементарные оценки ошибок измерений. – М.: Наука, 1967.
7. Лапач С.Н. Планирование, регрессия и анализ моделей ПРИАМ (ПРИАМ) / Лапач С.Н., Радченко С.Г., Бабич П.Н. – SCMC-90; 325, 660, 668 // Программные продукты Украины: Каталог. – Software of Ukraine: Catalog. – К., 1993. – С. 24...27.
8. Радченко С.Г. Системное оптимальное планирование регрессионного эксперимента / С.Г. Радченко // Заводская лаборатория. Диагностика материалов, 2012. – Т. 78. – №7. – С. 71...75.
9. Радченко С.Г. Устойчивые методы оценивания статистических моделей: Монография. – К.: ПП «Санспарель», 2005. – 504 с.
10. Радченко С.Г. Анализ экспериментальных данных на основе использования многофакторных статистических математических моделей // Математичні машини і системи, 2005. – № 3. – С. 102...115.

Кобзева А.І., Романьонюк Є.О.

(ДДТУ, м. Дніпродзержинськ)

УДОСКОНАЛЕННЯ СПОСОБУ МОДИФІКУВАННЯ СТРУКТУРИ ЛИТОГО МЕТАЛУ ШЛЯХОМ ПРОПУСКАННЯ ЕЛЕКТРИЧНОГО СТРУМУ ПЕВНОЇ ЧАСТОТИ, СКВАЖНОСТІ І ЩІЛЬНОСТІ

E-mail: akobzeva@ukr.net

На сучасному етапі розвитку ливарного виробництва в умовах кризового періоду особливу увагу приділяють конкурентоспроможності литої продукції. Це можливо тільки з удосконаленням технологій та конструкцій для поліпшення якості литва і використання сучасних методів позапічної обробки ливарних сплавів.

Аналіз літературних даних показав, що одним з найбільш ефективних способів впливу на розплав, який кристалізується, є накладення електричного струму певної частоти, скважності і щільності. Робіт щодо вивчення дії електричного струму на кристалізацію

розплавів і макроструктуру одержаних зливоків небагато, вони носять розрізнений й суперечливий характер. Тому потрібне подальше дослідження закономірностей формування зливоків під впливом електричного струму з метою знаходження його раціональних характеристик. Була поставлена задача удосконалення способу модифікування структури литого металу шляхом пропускання електричного струму певної частоти, скважності і щільності, що дозволить управляти процесом модифікування макроструктури вилівка і призведе до зниження хімічної неоднорідності по перетину вилівка і подрібнення зерен, внаслідок чого підвищаться механічні властивості литого металу при будь-якому способі лиття.

Поставлена задача вирішується тим, що в способі модифікування структури литого металу, який включає пропускання змінного електричного струму крізь застигаючий вилівок, зміну частоти пропускання електричного струму скважністю не менш 2 меандрів і щільністю від $1,6 \times 10^4$ А/м² до $2,4 \times 10^4$ А/м² встановлюють за формулою:

$$f = \frac{\rho_{Me}}{(2\pi k)^2 \mu \tau},$$

де ρ_{Me} – питомий електричний опір рідкого металу, Ом*м;

μ – відносна магнітна проникність рідкого металу, Гн/м;

τ – тривалість процесу затвердіння, с;

k – коефіцієнт твердіння, м/с^{0,5}.

При кристалізації під дією електричного струму змінюється макроструктура сплаву, оскільки електричний струм впливає на швидкість процесу кристалізації вилівка, орієнтацію зерен, збільшує розчинність і рівномірність розподілу модифікаторів в розплаві, зміну меж зерен, перерозподіл евтектики в твердому розчині і збільшення дисперсності евтектики в колоніях (евтектичних зернах).

При пропусканні електричного струму крізь застигаючий вилівок зі скважністю менш 2 меандрів видимих змін в структурі металу не спостерігалось. Якщо щільність була меншою за $1,6 \times 10^4$ А/м², ефект модифікування був слабкий (або взагалі відсутній). Збільшення щільності струму понад $2,4 \times 10^4$ А/м² недоцільно, так як призведе до подорожчання устаткування і підвищення витрат електроенергії.

Частоту електричного струму змінюють у процесі кристалізації вилівка в залежності від росту, тобто товщини кірки металу, який твердне, і вона для кожного сплаву залежить від його питомого електричного опору ρ_{Me} , відносної магнітної проникності μ і коефіцієнта твердіння рідкого металу k .

Використання способу модифікування структури литого металу, який пропонується, дозволяє одержати щонайдрібніші зерна структури у вилівку, усунути зональну хімічну неоднорідність, підвищити механічні властивості литого металу при будь-якому способі лиття і таким чином підвищити якість вилівка.

Ковальчук О.Г., Ямшинський М.М

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

ВПЛИВ ХРОМУ ТА АЛЮМІНІЮ НА ВЛАСТИВОСТІ ЖАРОСТІЙКОЇ СТАЛІ

E-mail:alex-kovalchuk@email.ua

До матеріалів, які працюють в умовах високих температур та агресивних середовищ, пред'являють такі вимоги: вони повинні мати високі температури плавлення, окислостійкість і термостійкість та задовільні ливарні властивості.

Найбільш перспективним і дешевим ливарним матеріалом для виготовлення жаростійких виробів будь-якого призначення є сплави на основі заліза, леговані хромом, алюмінієм, кремнієм, титаном тощо. Серед таких сплавів провідне місце посідають хромоалюмінієві сталі. Ці сплави повною мірою відповідають основним вимогам, які пред'являються до жаростійких матеріалів. Вони мають високі температури плавлення,

корозійну стійкість в умовах високих (до 1300 °С) температур, задовільні ливарні властивості, є дешевими і недефіцитними.

Досвід експлуатації насадок пальників котлоагрегатів на теплових електростанціях України показує, що термін їх роботи становить 5,5...6,5 років, у той же час міжремонтний період експлуатації котлоагрегатів – 3,5...4,0 років. Отже перед експлуатаційниками постає дилема: при проведенні капітальних ремонтів залишати деталі, які знаходяться ще в робочому стані, чи замінювати їх новими.

Зрозуміло, що оптимальним був би такий варіант, при якому співпадали б термін експлуатації жаростійких деталей з міжремонтним періодом котлоагрегатів.

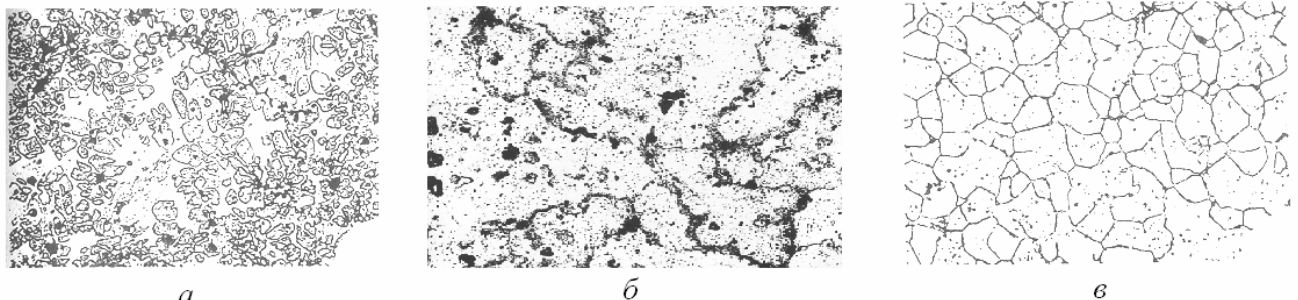
Дослідженнями підтверджена доцільність використання хромоалюмінієвих сталей із вмістом 25...30% хрому; 1,2...3,0% алюмінію; 0,25...0,35% вуглецю та 0,25...0,60% титану для виготовлення жаростійких литих деталей, які працюють в умовах агресивних середовищ при температурах до 1300 °С і мають високі технологічні властивості.

Підвищення вмісту хрому і алюмінію в досліджених сталях супроводжується зниженням їх щільності, оскільки хром і алюміній мають меншу в порівнянні з залізом щільність.

Щільність металу суттєво впливає на характеристики міцності виробів в умовах високих температур, особливо коли вони працюють як консолі. Зменшення щільності сприятиме зниженню рівня деформаційних процесів у таких виробках під час їх експлуатації.

Установлено, що збільшення концентрації хрому значною мірою знижує опір розриванню всіх досліджених сталей через зростання кількості шкідливих домішок і карбідів та їх коагуляції. В структурі металу (рис. 1) з'являються колонії крупних карбідів хрому, які мають гострокутну форму, що сприяє збільшенню концентраторів напружин. Кількість алюмінію в хромистій сталі необхідно визначати з урахуванням дії навантажень на виріб під час його експлуатації. Відомо, що сталі, які містять значну кількість легувальних елементів (хрому, алюмінію, кремнію) мають грубозернисту феритну структуру, яку не можна змінити ніякими режимами термічного оброблення. Поліпшити властивості таких сталей можна тільки додатковим обробленням карбідо- або нітридоутворювальними елементами, а також елементами, які сприяють дисперсійному твердненню металу у формі.

Механічні і експлуатаційні властивості сплавів визначаються, перш за все, їх структурою.



a – 13,8% Cr; *б* – 22,3% Cr; *в* – 30,7%

Рис. 1. Структура хромоалюмінієвої сталі (0,4% С; 1,0% Al) залежно від вмісту в ній хрому (×100)

Установлено, що суттєвим недоліком сталей з хромом та алюмінієм є їх низька пластичність. Підвищення концентрації хрому та алюмінію зменшує ударну в'язкість досліджених сталей. Під час дослідження міцності та ударної в'язкості за зламами зразків виявлено їх крихке руйнування, а тому відносне подовження всіх досліджених сплавів не перевищує 1%.

Крім того, вуглець у хромоалюмінієвій сталі утворює міцні карбіди з хромом та залізом, коефіцієнт термічного розширення яких нижчий, ніж легованого алюмінієм фериту.

Установлено, що зміна вмісту титану від 0,25 до 0,60% зменшує схильність сталей до утворення гарячих тріщин, що пов'язано із додатковим мікролегуванням хромоалюмінієвого фериту титаном і очищення меж зерен від шкідливих домішок.

Найбільш гомогенну структуру має сталь, попередньо розкиснена алюмінієм. Така структура забезпечує високі механічні і, особливо, експлуатаційні властивості виробів. Алюміній сприяє очищенню меж зерен, покращанню властивостей легованого хромом фериту, а титан справляє зміцнювальну дію внаслідок утворення великої кількості карбонітридів, які є додатковими центрами кристалізації і подрібнюють первинне зерно.

Суттєву зміну структури сталі під дією титану можна пояснити утворенням високотемпературних сполук (TiO_2 , Ti_2O_3 , TiO , TiN , TiC), які є додатковими центрами кристалізації, сприяють їй прискоренню і подрібненню первинного зерна.

Отже комплексне дослідження впливу хрому та алюмінію на властивості вуглецевих сталей дає можливість зробити важливий висновок: для виготовлення високоякісних виливків із жаростійких сталей з урахуванням ливарних та механічних характеристик, останні повинні мати в своєму складі 28...32% хрому та 1,2...2,2% алюмінію. Для виготовлення виливків простої конфігурації вміст алюмінію може бути збільшеним до 3,0%.

Котляр С.Н. Демчук И.А.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

ОБРАБОТКА СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Si-Cu МОДИФИЦИРУЮЩИМИ И РАФИНИРУЮЩИМИ ДОБАВКАМИ

К широко используемым в промышленности алюминиевым сплавам относятся сплавы АК9М2 системы Al-Si-Cu.

Сплав АК9М2 имеет высокий уровень технологических свойств, низкую объемную и линейную усадку, что позволяет получать из него отливки с плотной герметичной структурой [1...3]. К недостаткам данного сплава можно отнести частично немодифицированную структуру (крупные зерна алюминиевого твердого раствора и кремния в эвтектике), большое количество железосодержащих фаз кристаллизационного происхождения, наличие шлаковых и оксидных включений.

Таким образом, цель данной работы – установить влияние обработки расплава сплава АК9М2 комплексом добавок титана и бора, введенных с помощью лигатуры AlTi5B1 , и рафинирующе-модифицирующим флюсом.

Введение лигатуры AlTi5B1 в сплав АК9М2 приводит к заметному повышению уровня механических свойств, особенно пластичности. Видно, что увеличение содержания данной лигатуры в сплаве до 4 % (соответствует вводу в сплав приблизительно 0,04 % бора и 0,2 % титана) приводит к существенному увеличению относительного удлинения (с 2,2 до 3,2 %) при незначительном изменении уровня временного сопротивления разрыву (с 210 до 226 МПа).

Объяснить повышение механических свойств сплава АК9М2 после введения в него лигатуры AlTi5B1 можно проанализировав влияние данной лигатуры на средний размер зерна алюминиевого твердого раствора. Повышение содержания лигатуры AlTi5B1 до 4 % приводит к уменьшению среднего размера зерна с 1,7 до 0,4 мм.

Добавки титана и бора, введенные с помощью лигатуры, существенно влияют на кристаллизацию сплава АК9М2. Как известно, в лигатуре AlTi5B1 присутствуют частицы фаз TiB_2 , AlB_2 , Al_3Ti , которые имеют однотипные кристаллические решетки и размерное соответствие их параметров в некоторых кристаллографических площадях с кристаллической решеткой алюминиевого твердого раствора и, таким образом, могут выступать в качестве дополнительных центров кристаллизации зерен алюминиевой матрицы во время кристаллизации сплава АК9М2. Это приводит к уменьшению среднего размера зерна алюминиевого твердого раствора в 4 раза, что в свою очередь, влияет на повышение уровня механических свойств сплава, особенно пластичности.

Установлено, что введение в сплав данной лигатуры не приводит к существенному изменению морфологии эвтектического кремния.

Для измельчения частиц кремния в эвтектике и рафинирования расплава в сплав АК9М2 вводили флюс в количестве до 1,4 % от массы сплава. Состав флюса: NaF – 15 %, Na₃AlF₆ – 5 %, NaCl – 60 %, KCl – 20 %. Обработку расплава флюсом проводили при температуре 760 °С. Образцы для изучения структуры и измерения механических свойств отливали в металлическую изложницу.

Анализ структуры сплава после комплексной обработки лигатурой AlTi5B1 и рафинирующе-модифицирующим флюсом показал, что происходит одновременное измельчение кремния в эвтектике, за счет модифицирования расплава натрием, и уменьшение размера зерна алюминиевого твердого раствора, за счет модифицирующего действия лигатуры AlTi5B1. Использование комплексной обработки расплава обеспечивает максимальный результат с точки зрения повышения уровня механических свойств сплава АК9М2. При этом, происходит стабилизация формы и размеров основных структурных составляющих по всему разрезу слитков исследуемого сплава.

Литература:

1. Мондольфо Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов. – М.: Metallurgia, 1979. – 640 с.
2. Золотаревский В.С., Белов Н.А. Metallovedenie lитейных алюминиевых сплавов. – М.: МИСИС, 2005. – 375 с.
3. Машиностроение. Энциклопедия. Цветные металлы и сплавы. Композиционные металлические материалы. Т. II / Под общ. ред. И.Н. Фридляндера. – М.: Metallurgia, 2001. – 880 с.

Кошель С.О.

(ФТИ НТУУ «КПІ», м. Київ)

АВТОМАТИЗАЦІЯ ПРОЦЕСУ ОБРОБКИ ДАНИХ ШВИДКІСНОЇ РЕНТГЕНІВСЬКОЇ ЗЙОМКИ

E-mail:sergiy.koshel93@gmail.com

В роботі автоматизація процесу обробки даних проводиться з використанням позиційно-чутливого детектора, який був створений в Інституті ядерних досліджень НАН України та встановлений в приладі швидкісного рентгенівського аналізу реального часу, розробленому в ІПМ НАН України (рис. 1).

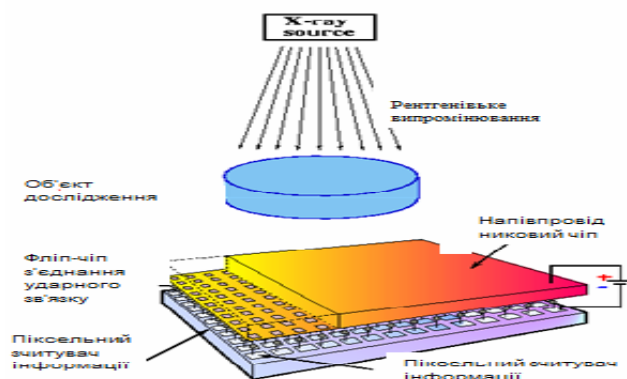


Рис. 1. Схема позиційно-чутливого детектора

Працюючи з позиційно-чутливим детектором, ми отримуємо матрицю інтенсивностей 256 на 256 для кожного кадру зйомки. За допомогою програми Multifit ми виконуємо наступні кроки:

- отримання інтегральних інтенсивностей по осі абсцис;
- оброблення отриманого розподілу методами root;

- апроксимація функцією Гауса;
- виведення в окремий файл характеристик піку;
- графічне представлення розподілу та функції апроксимації в графічному вигляді (jpeg).

Розглянемо обробку конкретного експерименту (рис. 2).

Висота по осі ординат	Положення на осі абсцис	FWHM
9357.565317	168.509268	7.994927

Можна спостерігати деяке відхилення піків від ідеального Гауса. Це можна пояснити тим, що позиційно-чутливий детектор зчитує деяку ділянку кільця дифракції (рис. 3). Саме тому проекція на вісь абсцис буде дещо спотворена.

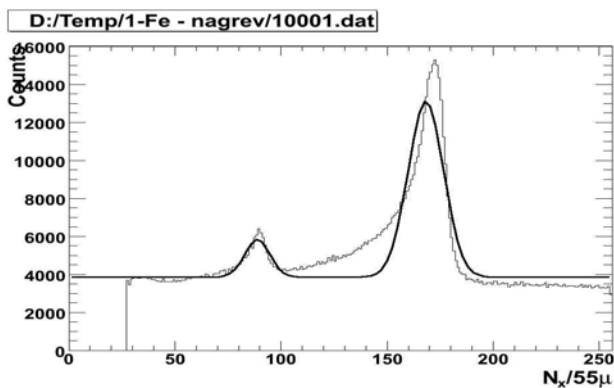


Рис. 2. Обробка експериментальних даних

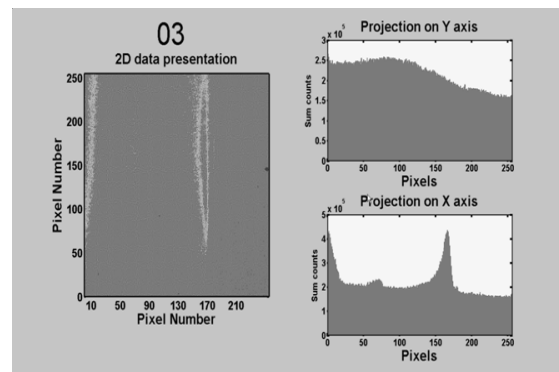


Рис. 3. Рентгенограми лінії (110) α -фази

Мінімізувати це спотворення можливо, якщо оперувати не повним масивом 256 на 256, а деякою частиною n на m елементів. Особливу увагу, звісно, треба приділити саме вибірці найбільш лінійної ділянки по осі ординат.

Кравченко В.П., Кравченко Е.В.

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

ОПЕРАТИВНЫЙ МОНИТОРИНГ ЛИТЕЙНЫХ ПРОЦЕССОВ МЕТОДАМИ ИНДУКТИВНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

E-mail: v_krav@i.com.ua

Оперативный мониторинг процессов литейного производства позволяет в режиме реального времени отслеживать и объективно документировать качество выполнения последовательности технологических операций литья. В процессе литья длительному мониторингу подлежат физико-химические параметры процессов литья, параметры газодинамических потоков, необходимых для охлаждения отливок, теплофизические параметры отливок и другие показатели. Кроме того, актуальной проблемой мониторинга качества литейного производства является определение и отображение состояний процессов литья на экранах мониторов компьютерных систем. Поэтому важной проблемой является разработка математических методов оперативного анализа данных мониторинга и определения информационных состояний объектов мониторинга в литейном производстве.

В процессе дистанционного мониторинга состояния технологического оборудования литейного производства, параметров технологических процессов литья результатами измерений являются показатели измерительных приборов (результаты измерений), отсчеты измерительных сигналов, как то, выходные данные датчиков, сенсоров и т.п. Таким образом, состояния объектов и процессов литейного производства, изменение этих со-

стояний будет отобразено в изменениях показателей измерительных приборов и показателей сигналов, подлежащих контролю.

В связи с этим, создание информационных систем мониторинга технологических процессов является назревшей задачей для литейных цехов. Рассмотрим задачу по разработке математических моделей анализа и обработки результатов мониторинга параметров технологических процессов и состояний объектов цеха литья. Рассмотрим мониторинг как процесс, при котором в реальном времени оператор может контролировать численные значения параметров работы оборудования и всех этапов технологического процесса.

В ходе проведения мониторинга технологических процессов важной задачей является устранение высокочастотных составляющих контролируемых сигналов. Эффективная фильтрация высокочастотных помех достигается путем программной реализации цифрового низкочастотного фильтра, обеспечивающего минимальные искажения исходных сигналов. Примером такого фильтра может быть нерекурсивное модулирование сигналов нижних частот, выполняющее параболическое сглаживание с помощью приближения по методу наименьших квадратов. В связи с этим, рассматривается алгоритм аппроксимации отсчетов технологических сигналов параболой n -го порядка методом наименьших квадратов, позволяющий организовать предварительную обработку сигналов с минимальными искажениями. Для этого предлагается использовать выражения нелинейной аппроксимации цифровых отсчетов снимаемых сигналов, полиномами второго порядка, требующими минимум вычислительных затрат.

При исследовании производственных процессов в результате аналого-цифрового преобразования технологических сигналов на выходе преобразователя получаем две функционально-связные величины: y – функция отсчета сигнала и x – аргумент (отсчет, соответствующий заданной частоте опроса сигнала). Для этих величин известны n пар двумерных значений процесса преобразования сигнала $(x_1, y_1), (x_2, y_2), \dots, (x_i, y_i), \dots, (x_n, y_n)$. Задавая некоторую функцию, $y = F(x, a_1, a_2, \dots, a_i, \dots, a_m)$, ставится задача определить m параметров $a_i, (i = m(m < n))$ таким образом, чтобы они давали наилучшее приближение функции $y = F(x, a_1, a_2, \dots, a_i, \dots, a_m)$ к значениям снимаемой функции отсчета сигналов $y(x)$. Показано, что метод наименьших квадратов приводит к оценкам с наименьшими возможными дисперсиями, что не требует никаких предположений относительно самого вида распределения отсчетов контролируемых и обрабатываемых сигналов.

Кривда В.І., Шкляренко О.О.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

ЛІГАТУРИ НА АЛЮМІНІЄВІЙ ОСНОВІ ДЛЯ ЧАВУНУ ТА СТАЛІ

В металургії та ливарному виробництві для підвищення фізико-механічних та інших спеціальних властивостей чавуну та сталі застосовують широкий спектр лігатур. Серед них досить поширені лігатури на основі алюмінію завдяки їх невисокій температурі плавлення і відносній простоті виробництва.

Наприклад, досить широко використовують лігатури, які містять 20...30% хрому, 30...35% марганцю, решта – алюміній. Але такі лігатури, не дивлячись на наявність у їх складі легувальних елементів, не досить ефективні внаслідок слабкої модифікувальної дії на розплав.

У цій роботі поставлено за мету підвищити модифікувальну здатність лігатур Al-Cr-Mn шляхом введення до їх складу рідкоземельних металів (РЗМ).

Лігатури виплавляли наступним чином: у розплавленій та перегрітій до 1200...1300 °С алюміній окремими порціями вводили хром, потім марганець, причому останні можна вводити як у чистому вигляді, так і у вигляді феросплавів. Після повного розчинення хрому і марганцю в розплав вводили РЗМ у вигляді мішметалу або фероце-

рію, розплав рафінували та розливали у виливниці. Лігатури можуть тривалий час зберігатися на повітрі, легко подрібнюватися і добре засвоюються рідким металом. Температура плавлення лігатур, залежно від співвідношення компонентів, становить 810...1220 °С.

Були виплавлені кілька лігатур такого хімічного складу (табл. 1).

Таблиця 1 – Хімічний склад лігатур

Індекс	Вміст елементів, % мас.				
	Al	Cr	Mn	PЗМ	Fe
1	40	25	35	–	–
2	30	15	15	35	решта
3	70	10	10	8	–
4	40	20	30	2	–

Цими лігатурами обробляли чавун такого хімічного складу, % за масою: С – 3,22; Si – 1,93; Mn – 0,77; S – 0,03; P – 0,067; Fe – решта.

У всіх випадках кількість лігатури, яка вводилась у ківш з чавуном, складала 0,5%. Механічні властивості чавуну після оброблення кожною лігатурою наведені в табл. 2.

Таблиця 2 – Властивості оброблених чавунів

Індекс	Межа міцності на розтяг (σ_b), МПа	Межа міцності при згині, МПа	Стріла прогину при відстані між опорами 300 мм, мм	Твердість, НВ
1	227	424	1,8	197
2	548	929	3,4	285
3	463	937	5,8	269
4	332	616	2,1	229

Також цими лігатурами обробляли сталь 35ХЛ такого хімічного складу: С – 0,33; Si – 0,38; Mn – 0,49; Cr – 0,88; Fe – решта. Кількість лігатури, яка вводилась у ківш з металом, складала в кожному випадку 1%. Зразки для дослідження механічних властивостей сталі гартували у маслі від температури 860 °С і потім відпускали при 500 °С протягом 1 години.

Механічні властивості сталі 35ХЛ після оброблення лігатурами наведені у табл. 3.

Таблиця 3 – Властивості сталі 35ХЛ після оброблення лігатурами

Індекс	Межа міцності на розтяг (σ_b), МПа	Межа текучості (σ_T), МПа	Відносне видовження (δ), %	Відносне звуження (ψ), %	Ударна в'язкість, кДж/м ²
1	938	762	10,8	46,7	627,6
2	1126	834	10,5	43,3	696,2
3	1039	807	10,4	45,1	647,2
4	1162	899	10,1	42,9	764,9

На підставі проведених досліджень, для суттєвого поліпшення фізико-механічних властивостей чавуну та сталі можна рекомендувати лігатури такого хімічного складу, % за масою: Al – 30...70; Cr – 10...25; Mn – 10...30; PЗМ – 2...35; Fe – решта. Такий широкий діапазон концентрацій елементів у лігатурах дає можливість поліпшувати саме ті властивості металу, які є визначальними для конкретних виробів.

Кулініч А.А., Горелкін Д.М.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

**ВПЛИВ МІКРОЛЕГУВАННЯ ТАНТАЛОМ І ЛІГАТУРОЮ АІСТі НА
ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВУ АМг10**

E-mail: kulinichkpiiff@mail.ru

Ливарні сплави системи Al-Mg, до яких належить сплав АМг10, мають високий рівень корозійної стійкості, добру зварюваність і використовуються в різних галузях промисловості для отримання деталей, які працюють у вологій атмосфері, в прісній і морській воді. Для розширення галузей використання ливарних сплавів системи Al-Mg бажано стабілізувати та підвищити рівень їх механічних і ливарних властивостей.

Одним із можливих варіантів підвищення рівня властивостей даних сплавів є модифікування їх карбідами перехідних металів. Але для промислових магнелітів дане питання потребує додаткового вивчення. Перспективним виглядає комплексне мікролегування даного сплаву компонентами, які б підвищували властивості сплаву як при кімнатних, так і при підвищених температурах. Одним із таких компонентів може слугувати тантал, але ефективність його мікролегування в поєднанні з добавками вуглецю і титану потребує експериментальної перевірки.

Мета даної роботи – встановити вплив добавок вуглецю, титану і танталу на структуру, механічні та ливарні властивості промислового сплаву АМг10.

Плавки проводили в лабораторній печі опору в графітошамотному тиглі. Використовували наступні шихтові матеріали: алюміній марки А99, лігатури Al-Mg, Al-Zr, Al-Be, Al- Ti, AlC_{0,9}Ti_{0,8} (вміст вуглецю – 0,9 %, титану – 0,8 %).

Стандартні зразки діаметром 10 мм сплаву АМг10, мікролегованого вуглецем, титаном та танталом, піддавали термічному обробленню за режимом Т4 (нагрівання зразків у муфельних печах електроопору до температур (430 ± 10) °С, витримка при цій температурі протягом 20 год, гартування у воду, підігріту до (80...90) °С) і після цього вимірювали рівень механічних властивостей (тимчасовий опір розриву, межу плинності, відносне видовження).

Серед ливарних властивостей вимірювали рідкотекучість за допомогою метода пруткової проби та схильність сплавів до утворення гарячих тріщин у виливках за допомогою методу встановлення гарячеламкості по ширині кільця. В обох випадках температура заливання розплаву дорівнювала 700 °С.

Експериментально встановлено, що при сумісному введенні в досліджуваний сплав танталу вмістом 0,1 % та лігатури AlC_{0,9}Ti_{0,8} вмістом 0,4 % рівень механічних властивостей сплаву досягає наступних значень: $\sigma_b = 415$ МПа, $\delta = 21,0$ % (значення тимчасового опору розриву підвищуються на 95 МПа або на 30 %, значення відносного видовження підвищуються на 9 од. або на 70 %), розмір зерна зменшується з 241 до 86 мкм (або на 64 %).

Покращуються також і ливарні властивості сплаву: рідкотекучість (пруткова проба) підвищується з 270,0 мм до 320,0 мм (або на 18 %), показник гарячеламкості (ширина кільця) знижується з 12,5 мм до 12,0 мм).

Перспектива подальших досліджень в даному напрямку полягає у встановленні впливу мікролегування вуглецем, титаном і танталом на структуру і властивості даного сплаву після тривалого природного старіння та на характеристики жароміцності.

Літвяков О.С., Іванова О.С., Рибак В.М., Лисюк Р.О., Куцик І.Г.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

РОЗРАХУНОК ПАРАМЕТРІВ ШЛАКІВ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОГО ПЕРЕПЛАВУ

E-mail: kpifs92@ya.ru

Електрошлаковий переplав використовується для вторинного очищення рідкого металу від шкідливих домішок і являється одним із основних способів отримання металів і сплавів високої якості. Рафінування металу здійснюється внаслідок реакції рідкого металу із шлаком і відбувається в 3 стадії: при утворенні краплі на торці електроду, при проходженні краплі через шар шлаку, після накопичення рідкого металу в ванні.

При відповідному підборі шлаків хімічна реакція може бути підсилена. Можливо, наприклад, знизити вміст сірки до дуже низького рівня. Видаленню неметалевих вкраплень може сприяти їх флотація і хімічна реакція із шлаком.

Таким чином, до шлаку електрошлакового переplаву пред'являються спеціальні вимоги, які полягають в тому, що він повинен плавитися при температурі, значно нижчій за ту, при якій відбувається рафінування металу. Він повинен бути стабільним при робочій температурі процесу, мати необхідне значення електропровідності. Іншими важливими критеріями шлаку є теплопровідність, в'язкість і поверхневий натяг. Хімічна активність шлаку має відповідати необхідному ступеню очищення і необхідному хімічному складу.

Зазвичай як компоненти шлаків електрошлакового переplаву використовують фтористий кальцій, оксид кальцію, оксид магнію, оксид алюмінію та оксид кремнію. Іноді в шлак додають фтористий магній, фтористий барій, оксид титану та оксид цирконію. Змінюючи кількість цих складових, можна змінювати температуру плавлення, стабільність, електропровідність, в'язкість та інші параметри шлакової ванни. Це, в свою чергу, дозволяє змінювати швидкість розплавлення, температуру шлакової ванни, розміри крапель металу та інші фактори, які впливають на ступінь очищення.

Літературні джерела по електрошлаковому переplаву містять розрізнені дані щодо впливу компонентів шлаків електрошлакового переplаву на його густину, теплоємність, теплопровідність, електропровідність, поверхневий натяг, в'язкість та інші параметри в залежності від складу шлаку та його температури. А це, як зазначалось вище, є дуже важливим аспектом правильного підбору складу шлаку та параметрів процесу електрошлакового переplаву. Крім цього, важлива також і зворотна залежність – можливість шляхом вибору необхідних параметрів шлаку розраховувати необхідний вміст компонентів.

Аналіз літературних джерел свідчить про те, що до цього часу не було створено жодної комп'ютерної програми, яка б дозволяла миттєво розраховувати параметри шлакової ванни за вмістом в ній компонентів та за температурою, або підбір складу шлаку за необхідними робочими параметрами процесу – електричному опорі, хімічною активністю тощо. Тому створення такої програми є задачею актуальною. Швидкий і точний розрахунок параметрів шлакової ванни є необхідною умовою для ефективного керування процесом з метою отримання якісної продукції при мінімальних витратах сировини та електроенергії.

Програма для розрахунку параметрів шлакової ванни повинна працювати в двох режимах:

- розрахунок параметрів рідкого шлаку в залежності від вмісту компонентів шлаку та температури;
- розрахунок вмісту компонентів шлаку для забезпечення необхідних параметрів шлаку.

Лук'яненко О.Г., Труш В.С.

(ФМІ ім. Г.В. Карпенка НАН України, м. Львів)

ВПЛИВ НАСИЧЕННЯ ЕЛЕМЕНТАМИ ВТІЛЕННЯ ПОВЕРХНЕВОГО ШАРУ НА ОПР ВТОМІ СПЛАВУ Zr1Nb

E-mail: trushvasyl@gmail.com

Цирконієві сплави широко застосовуються як конструкційний матеріал в атомній енергетиці для виготовлення оболонок паливних елементів - ТВЕлів. Одним із перспективних методів підвищення функціональних властивостей цирконієвих сплавів, зокрема опору втомному руйнуванню, є інженерія поверхні, а саме твердорозчинне зміцнення поверхневого шару за дифузійного насичення у кисневмісному газовому середовищі. У роботі наведено експериментальні результати впливу термообробки за режимами **P1** – ($T = 580^\circ\text{C}$, $t = 3$ год, $P = 1,33 \cdot 10^{-3}$ Па) та **P2** – ($T = 580^\circ\text{C}$, $t = 0,5$ год, $P = 1,33 \cdot 10^{-1}$ Па + $T = 580^\circ\text{C}$, $t = 2,5$ год, $P = 1,33 \cdot 10^{-2}$ Па) на фазово-структурний стан поверхневого шару та на втомну довговічність сплаву Zr1Nb. За результатами дюрOMETричних досліджень поверхневого шару зразків сплаву Zr1Nb, оброблених за режимами **P1** та **P2**, твердість поверхні змінюється від 270 ± 43 до 520 ± 100 кг/мм² відповідно за зміщеної зони 35...40 мкм (рис. 1).

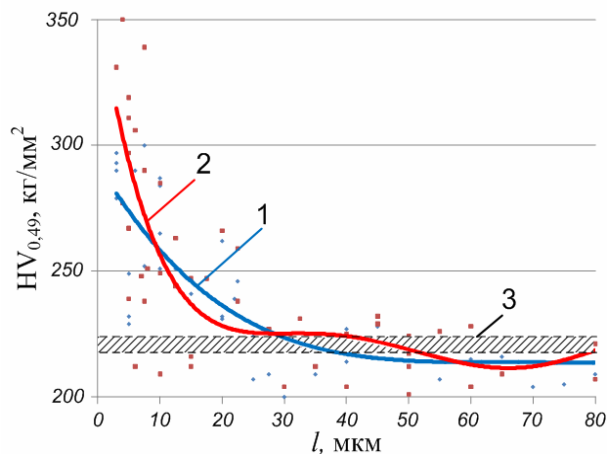
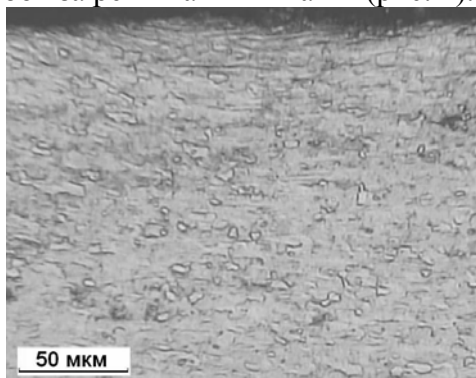


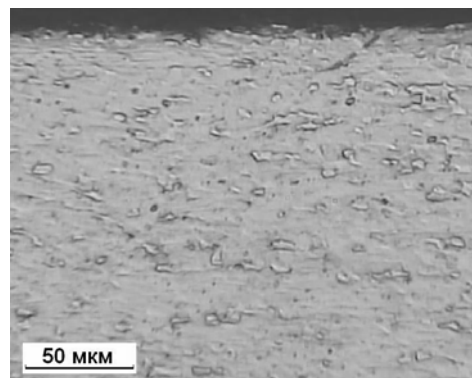
Рис. 1. Розподіл мікротвердості по перерізу зразків сплаву Zr1Nb після обробки за режимами 1 – **P1**, 2 – **P2** та 3 – твердість матриці

Результати рентгенівського фазового аналізу вказують на те, що на поверхні сплаву Zr1Nb після обробки за вищезгаданими режимами відсутні фазові плівки, а змінюється лише орієнтація кристалів, що відображається на перерозподілі інтенсивності рефлексів від площин.

Структура поверхневого шару досліджуваного сплаву не зазнає видимих змін після обробки за режимами **P1** та **P2** (рис. 2).



а



б

Рис. 2. Мікроструктура приповерхневого шару сплаву Zr1Nb після обробки за режимами **P1** (а) та **P2** (б)

Обробка за режимом *P2* підвищує втомну довговічність цирконієвого сплаву Zr1Nb відносно вихідного стану (обробка за режимом *P1*) за випробувань чистим згином на повітрі (рис. 3).

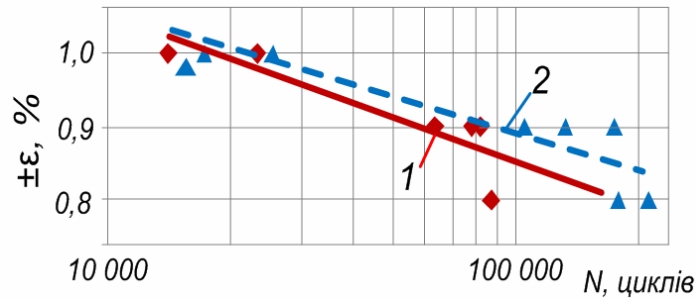


Рис. 3. Втомна довговічність сплаву Zr1Nb за чистого згину після обробки за режимами *P1* (1) та *P2* (2)

Ймовірно, що причиною позитивного впливу обробки за режимом *P2* на опір втомному руйнуванню сплаву Zr1Nb є твердорозчинне зміцнення поверхневого шару киснем, яке створює градієнтне поле залишкових стискальних напружень, аналогічне розподілу твердості.

Лук'янець В.В., Федоров Г.Є.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

ПІДВИЩЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЖАРОСТІЙКИХ СТАЛЕЙ ЛЕГУВАННЯМ, МІКРОЛЕГУВАННЯМ І МОДИФІКУВАННЯМ

Ливарне виробництво залишається однією з небагатьох галузей промисловості, де комп'ютерні технології впроваджуються дуже повільно. Особливо актуальною є проблема розроблення методології прогнозування ливарних і механічних властивостей розплавів на основі заліза з високим вмістом хрому за результатами першого хімічного аналізу металу, який ще знаходиться в плавильному агрегаті. Проте через брак як теоретичної, так і практичної інформації з цього питання не має можливості навіть у лабораторних умовах використовувати або доопрацьовувати хоча б окремі розробки. Крім того, слід зазначити, що одночасно з комп'ютеризацією технологічних процесів або окремих операцій необхідно розглядати й питання пошуку нових ефективних і дешевих сплавів для роботи в умовах високих температур й агресивних середовищ та удосконалення існуючих сплавів з високим вмістом хрому.

Метою роботи є створення банку даних ливарних і спеціальних властивостей сплавів з високим вмістом хрому для подальшого використання в розробленні методології прогнозування якості розплавів та властивостей металу у виливках після легування, мікролегування, модифікування.

Методичне забезпечення експериментальних досліджень охоплює вивчення всіх технологічних та експлуатаційних властивостей сплавів на основі заліза з високим вмістом хрому, результати яких гарантують виготовлення якісних виливків у виробничих умовах в разових об'ємних піщаних формах.

Досліджено вплив основних хімічних елементів – хрому, алюмінію та вуглецю – на ливарні, механічні та спеціальні властивості жаростійких сталей і визначено діапазони використання цих елементів. Оптимальним діапазоном вмісту хрому в сплавах слід вважати 25...32%, а алюмінію – 1,0...3,5% за вмісту вуглецю 0,25...0,35%. У цих діапазонах хімічних елементів основна експлуатаційна характеристика – окалиностійкість – складає 0,6...0,8 г/м²·год проти 3,0...5,0 г/м² год для відомої хромонікелевої сталі 20X25H19C2Л.

Дослідженнями кінетики окиснення сплавів встановлено, що збільшення вмісту алюмінію, наприклад, у 25%-ній хромистій сталі до 3% призводить до різкого зниження

швидкості окиснення. Значно скорочується час «інкубаційного» періоду окиснення: 2,5 год – для сталі без алюмінію, 1,5 год – для сталі із 1,5% алюмінію і 0,4 год – для сталі із 3% алюмінію. Змінюється також і кінетична закономірність процесу окиснення. Якщо окиснення сталі 35Х25ЮЛ здійснюється за законом, наближеним до параболічного, то для сталі 35Х25ЮЗЛ – більш справедливим є логарифмічний закон.

Досліджено окалиностійкість хромоалюмінієвих сталей в різних середовищах (повітря; повітря + 25% CO₂; повітря + 25% H₂O; повітря + 45% H₂O) за температури 1200 °С протягом 100 год. Установлено, що найгіршу окалиностійкість сталь має в середовищі з максимальним вмістом вологи.

На підставі аналізу впливу хрому, алюмінію та вуглецю на ливарні, механічні та спеціальні властивості створено масив даних для розроблення методології прогнозування властивостей сталей цього класу.

З метою створення банку даних щодо процесів мікролегування та модифікування жаростійких хромоалюмінієвих сталей досліджено вплив РЗМ, ітрію, кальцію, ванадію та цирконію на їх властивості.

Одним із перспективних технологічних прийомів для покращання властивостей сталей і підвищення якості литих деталей є додаткове оброблення розплаву рідкісноземельними металами (РЗМ). Досліджено вплив РЗМ на властивості хромоалюмінієвих сталей і встановлено, що присадка до 0,3% РЗМ у хромоалюмінієву сталь помітно підвищує її рідкотекучість внаслідок дегазації й десульфурзації розплаву та зміни мінералогічного складу, розмірів і щільності неметалевих вкраплин й переведення їх з гострокутної форми в глобулярну. Присадки РЗМ у межах 0,15...0,25% позитивно впливають на лінійну усадку й тріщиностійкість сталей, підвищують механічні властивості як за температур імовірного утворення тріщин, так і за кімнатних температур. Присадка до 0,25% РЗМ сприятливо впливає на характеристики міцності сталі в результаті зменшення кількості газів і подрібнювання структури та істотно покращує окалиностійкість хромоалюмінієвого сплаву. Отже, у тих випадках, коли із хромоалюмінієвої жаростійкої сталі необхідно виготовляти виливки для роботи в екстремальних умовах, доцільно розплав додатково обробляти рідкісноземельними металами в кількості 0,15...0,25%.

Як мікролегувальні присадки і такі, що модифікують метал, досліджено: ітрій – до 0,6%; кальцій – до 0,1%; ванадій і цирконій – до 0,3%.

Найкращий комплекс ливарних, механічних й експлуатаційних властивостей хромоалюмінієва сталь набуває після оброблення її ітрієм у кількості 0,10...0,25% (за присадкою). Особливо позитивно впливає ітрій на окалиностійкість металу внаслідок зміни складу та властивостей внутрішнього шару окалини. Підвищуються її адгезійні властивості, що, значною мірою, запобігає сколюванню оксидного шару з поверхні виробу під час теплостійкості.

Кальцій у кількості до 0,1% сприяє підвищенню рідкотекучості, міцності та зниженню лінійної усадки. Маючи високу спорідненість до кисню, сірки й азоту, кальцій значною мірою змінює кількість, форму й морфологію неметалевих вкраплин, сприяє гомогенізації структури металу й підвищує термостійкість виробів. Присадки до 0,2% ванадію трохи поліпшують рідкотекучість хромоалюмінієвої сталі, а до 0,1% – знижують лінійну усадку, істотно підвищують тимчасовий опір розриванню й термостійкість, а також трохи підвищують окалиностійкість металу. Позитивний вплив на властивості хромоалюмінієвої сталі справляють присадки цирконію в кількості до 0,2%.

Досліджено структуру та розподіл хрому по перерізу стінок виливків різної товщини (15, 20 і 25 мм). Розподіл хімічних елементів вивчено на периферії, з обох боків та в центрі. Установлено, що сталь має максимально однорідну гомогенну структуру, а хром та алюміній рівномірно розподіляються по перерізу стінок виробу незалежно від їх товщини. Отже виконується основне правило: для роботи за високих температур і в агресивних середовищах сталь повинна мати однорідну гомогенну структуру.

Лютий Р.В., Кочешков А.С., Іванкович Є.В., Черниш С.В.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

**ГІПСО-КРЕМНЕЗЕМИСТІ ФОРМУВАЛЬНІ СУМІШІ З КОМБІНОВАНИМ
НАПОВНЮВАЧЕМ ДЛЯ ОТРИМАННЯ ТОЧНИХ ВИЛИВКІВ**

E-mail: rv12005@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 використовуються в основному гіпсо-кремнеземисті формувальні суміші.

Основна причина браку виливків – використання кварцових наповнювачів, які піддаються значним змінам об'єму при нагріванні, що призводить до руйнування форм або порушення розмірної точності виливків. Найбільш використовуваним наповнювачем, незважаючи на масу відомих недоліків, для більшості технологій є кварц, схильний до змін об'єму, особливо при 573 і 870 °С. Замість кварцу використовують кристобаліт, циркон, корунд, електрокорунд, магнезит та інші, які переважно не добуваються в Україні.

Особливістю гіпсо-кристобалітових сумішей є те, що в процесі прожарювання ливарних форм відбуваються взаємно-компенсаційні об'ємні деформації, а саме термічне розширення кристобаліту та усадка гіпсу в одному інтервалі температур, що забезпечує високу точність розмірів виливків. Але готові гіпсо-кристобалітові суміші закордонного виробництва дуже дорогі.

Завданням нашого дослідження є розроблення сумішей з відповідними властивостями (взаємно-компенсаційними змінами об'єму) на основі вітчизняних матеріалів. Найбільш цікавими з них є алюмосилікатні наповнювачі, зокрема пірофіліт. Це природний мінерал, який належить до класу алюмосилікатів, добувається в Україні.

Предметом дослідження були основні властивості гіпсових формувальних сумішей (текучість, міцність і обсипаємість), які вимірювали за стандартними методиками. До складу комбінованого наповнювача входили пірофіліт, кварцовий пісок та гідроксид кальцію. Використовували високоміцний гіпс марки Г-10-А.

Показано, що суміші вказаного складу мають належний рівень властивостей. Сутність процесу компенсації об'ємних деформацій полягає в наступному. Кварцовий пісок (до 30% у складі наповнювача) збільшується в об'ємі при поліморфному перетворенні, а гідроксид кальцію (також до 30% у складі наповнювача) зазнає термічного розпаду із зменшенням об'єму. Ці перетворення відбуваються в інтервалі температур 530...580 °С. Показано позитивний вплив гідроксиду кальцію на міцність та обсипаємість гіпсових сумішей. Пірофіліт є основною складовою комбінованого наповнювача. Відсутність поліморфних перетворень і невисокий коефіцієнт термічної деформації пірофіліту забезпечують низький рівень загального розширення при нагріванні і мінімальне розтріскування формонолітів.

Висока міцність (1,5...1,6 МПа) і низька обсипаємість (до 0,05%) розроблених сумішей забезпечують низьку шорсткість поверхні отриманих виливків (форми заливали сплавом Бр05Ц5С5), а взаємні процеси в наповнювачі підвищують їх точність. Розрахована вартість розроблених сумішей в порівнянні з гіпсо-кристобалітовими менша у 6...8 разів.

Лютий Р.В., Набока В.О.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

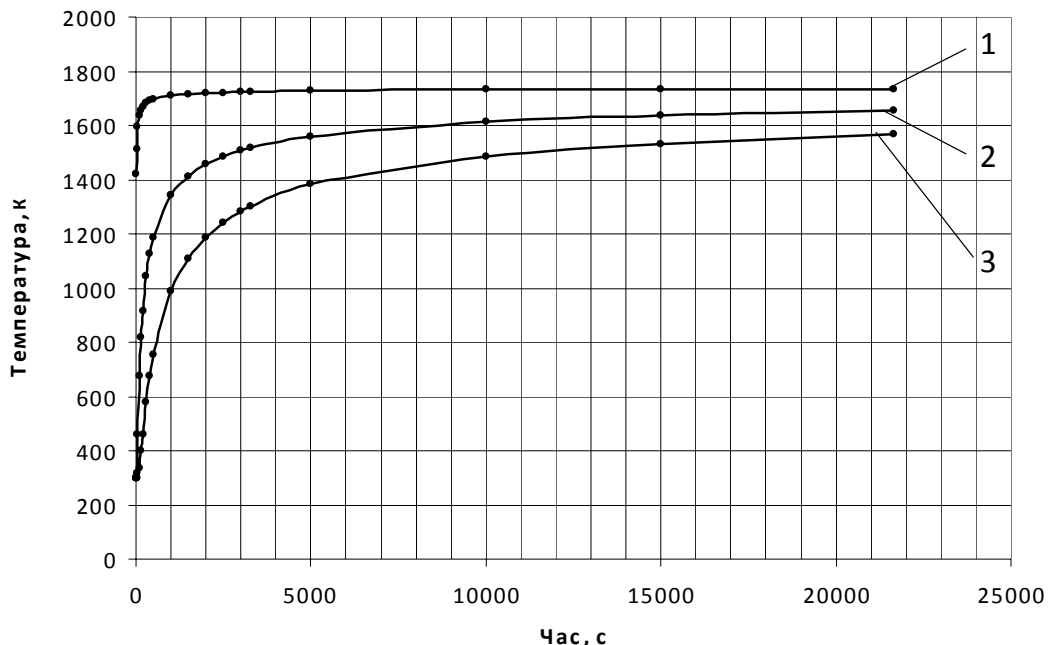
**АНАЛІТИЧНИЙ РОЗРАХУНОК ПАРАМЕТРІВ ТЕПЛОВОЇ ВЗАЄМОДІЇ
ЛИВАРНИХ ФОРМ І СТРИЖНІВ З ВИЛИВКАМИ**

E-mail: rvl2005@ukr.net

Теплова взаємодія форми з виливком залишається актуальним питанням для наукових досліджень, в тому числі в галузі математики. Це зумовлено тим, що на сьогодні всі методи визначення температур та теплових полів у формах і виливках базуються на ряді наближень і припущень, які віддаляють результати розрахунків від реальності.

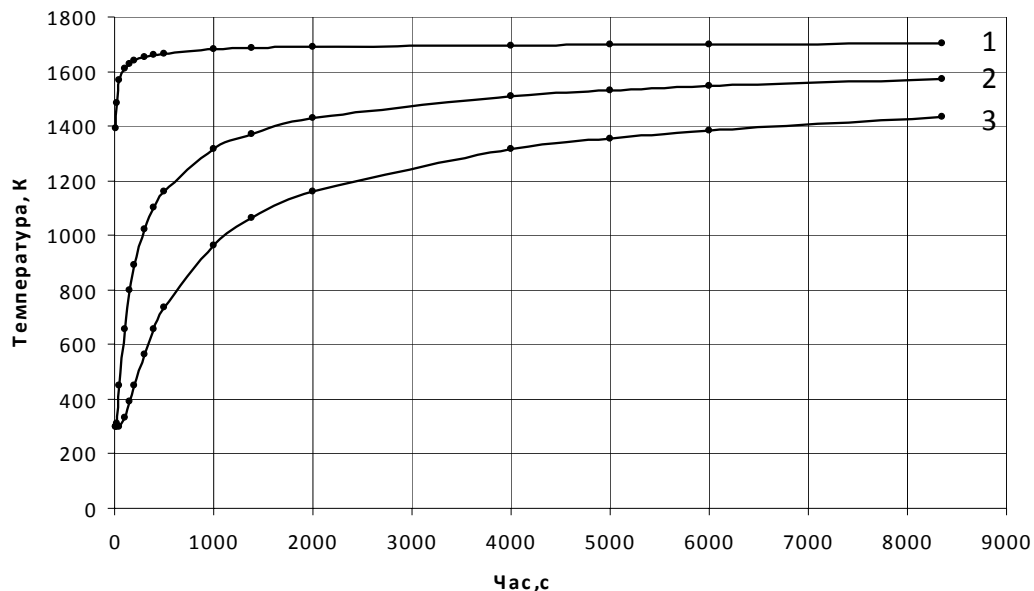
Наприклад, для вибору оптимального зв'язувального компонента для стрижневої суміші необхідно точно знати теплові умови роботи стрижня. Ряд комп'ютерних програм моделювання ливарних процесів дають змогу отримати ці результати, але з недостатньою точністю. Ця невизначеність призводить до помилкового вибору технологічного процесу виготовлення стрижнів, зниження якості або браку литва. Тому необхідним є уточнення параметрів теплової взаємодії форми або стрижня з виливком розрахунковими методами.

В нашій роботі проведений розрахунок зміни температур у різних зонах ливарних стрижнів, які виконують внутрішні порожнини діаметром 50 мм у товстостінному циліндричному виливку діаметром 250 мм із вуглецевої сталі. Розрахунок проведений за методом Стефана – Шварца, початком розрахунку є момент завершення заливання форми, кінцем – охолодження виливка до температури 1000 °С. Отримані розрахункові дані представлені на рис. 1 для стрижня із кварцовим наповнювачем і на рис. 2 для стрижня із цирконієвим наповнювачем.



1 – на відстані 1 мм від поверхні стрижня; 2 – на відстані 12,5 мм від поверхні стрижня; 3 – в центрі стрижня

Рис. 1. Розподіл температур в стрижні діаметром 50 мм з кварцовим наповнювачем при отриманні товстостінного сталевого виливка



1 – на відстані 1 мм від поверхні стрижня; 2 – на відстані 12,5 мм від поверхні стрижня; 3 – в центрі стрижня

Рисунок 2 – Розподіл температур в стрижні діаметром 50 мм з цирконовим наповнювачем при отриманні товстостінного сталевого виливка

Застосований розрахунковий метод дає аналітичні вирішення для значень температури в будь-якій точці стрижня в будь-який момент часу. Але цей метод має ряд недоліків:

- в розрахунках використовується коефіцієнт твердіння (емпірична величина). Теоретичні і практичні значення цього коефіцієнта можуть відрізнятися у 10 разів;
- за основу розрахунку береться певне значення температури контактної зони виливок – форма, яке розраховується один раз і надалі вважається незмінним, що не відповідає дійсності;
- не враховується виділення теплоти при фазовому перетворенні (твердінні виливка);
- за розрахунком, в певний період часу температура поверхні форми може перевищити температуру поверхні виливка;
- зниження температури поверхні виливка у формулах не передбачено, тому за отриманими даними поверхня стрижня буде постійно нагріватись, як це показано на рис. 1, 2.

Очевидно, що наведена математична модель не адекватно відображає реальні процеси в стрижнях. Іншим поширеним методом для подібних розрахунків є метод кінцевих різниць. Але він потребує введення точних вихідних даних та граничних умов, які в системі виливок – форма є невизначеними.

Виходячи із проведеного аналізу, постає актуальна задача розроблення аналітичної методики розрахунку параметрів теплової взаємодії, яка буде враховувати реальні процеси, що відбуваються на межі виливок – форма.

Лютий Р.В., Прилуцький М.І.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

ДО ПИТАННЯ ВИБИВАЄМОСТІ СУМІШЕЙ З РІДКИМ СКЛОМ

E-mail: rvl2005@ukr.net

Широке застосування сумішей на рідкому склі для сталевого і чавунного литва стримується через незадовільну вибиваємість стрижнів із виливків. Ця особливість пов'язана із тим, що при температурах 793 °С і 846 °С в суміші з рідким склом утворюються легкоплавкі евтектики, які при охолодженні форм і стрижнів сприяють їх спіканню.

Це є також причиною того, що рідкоскляні суміші майже не піддаються регенерації, і переважна більшість їх йде до відвалів [1...4].

Згідно гіпотез проф. Дорошенка С.П. і проф. Макаревича О.П., одним із шляхів вирішення проблеми є усунення лужної складової із рідкого скла або зниження її вмісту до мінімуму. Але відомо, що це призведе до підвищення силікатного модуля, в той час як рідке скло з модулем понад 3,0 одиниці має низький поріг коагуляції і є непридатним для приготування сумішей. Висококремнеземистий рідкоскляний зв'язувальний компонент, запропонований в роботі [5], має силікатний модуль 4,5...6,5 одиниць. Але таке рідке скло придатне лише для керамічних формоболонки у литті за моделями, що витоплюються.

В нашому дослідженні приділено особливу увагу процесу приготування рідкого скла. Для усунення натрієвої складової було проведено високотемпературне вакуумне оброблення силікатної глиби. Глиба з модулем 2,6...2,8 була оброблена за спеціальним режимом у вакуумній термічній печі (нагрівання 1000 °С з витримкою).

Другий (паралельний) дослід був проведений із тією ж глибою і в тій же печі, але без наведення вакууму. Режим нагрівання і витримки – аналогічний.

Після вказаної витримки глиба, оброблена в вакуумі, спочатку розм'якшилася і підплавилася, а надалі перейшла у твердий склоподібний стан, який вона не змінювала при подальшому підвищенні температури. Повторне нагрівання глиби до 1000 °С не призвело до її підплавлення, тобто евтектичний розплав у ній повторно не утворився.

Аналіз можливих перетворень в системі показує, що при високій температурі в вакуумі найбільш ймовірною є сублімація або випаровування лужної складової Na_2O , після чого в глибі залишається лише кремнезем SiO_2 . За діаграмою стану $\text{Na}_2\text{O} - \text{SiO}_2$ (рис. 1) встановлено, що при зниженні вмісту Na_2O , крім природного зменшення кількості евтектики, значно збільшується температура ліквідусу. Рідке скло, виготовлене з такої силікатної глиби, теоретично не утворює евтектичний розплав, і суміш при нагріванні не спікається.

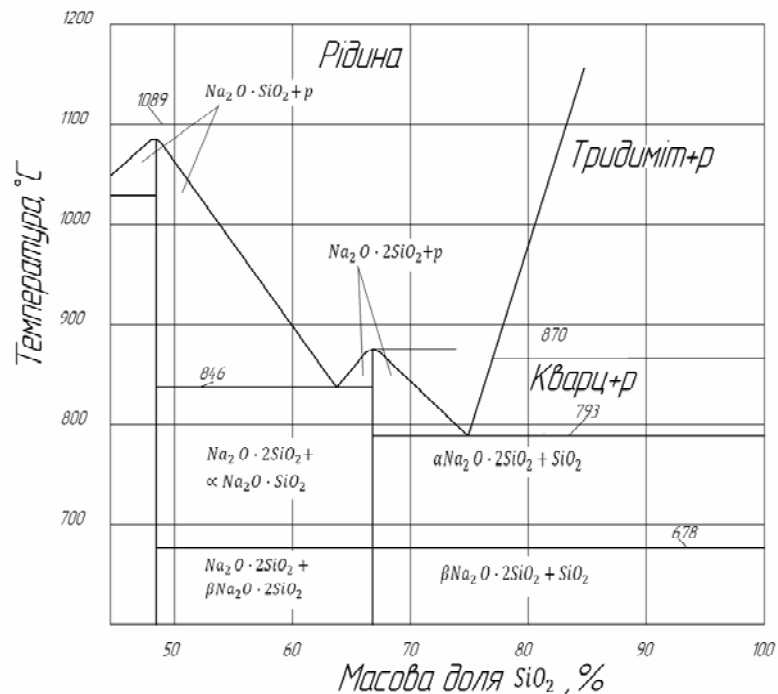


Рис. 1. Фрагмент подвійної діаграми стану $\text{Na}_2\text{O} - \text{SiO}_2$

З отриманої силікатної глиби приготували рідке скло. Стрижнева суміш вміщувала 96% кварцового піску і 4% рідкого скла. Стандартні циліндричні зразки зміцнювали в печі при 200 °С протягом 30 хв. Міцність суміші при стисканні 2,4...2,5 МПа, що є на рівні із традиційними рідкоскляними сумішами.

За відомою методикою визначення вибиваємості [1, 6] зразки дослідженої суміші були залиті сталлю 20Л при температурі 1550 °С. Робота вибивання зразків становить 42 Дж, тоді як для традиційних рідкоскляних сумішей (навіть наливних рідкорухомих з відносно гарним вибиванням) вона ніколи не була меншою від 200 Дж. В структурі залитого сталлю зразка відсутні спечені ділянки, що свідчить про ймовірну відсутність силікатного розплаву.

Найбільш ефективним способом покращення вибиваємості сумішей із рідким склом, у порівнянні з усіма впливами на утворений розплав силікатної евтектики з метою зниження його в'язкості і адгезії до наповнювача, є попередження утворення такого розплаву в принципі. Отже, високотемпературне вакуумне оброблення (1000 °С) силікатної глиби є ефективним способом покращення вибиваємості сумішей із рідким склом.

Література:

1. Дорошенко С.П., Авдокушин В.П., Русин К., Мацашек И. Формовочные материалы и смеси. – К.: Вища шк., 1990. – 416 с; Прага: SNTI, 1991. – 388 с.
2. Дорошенко С.П., Ващенко К.И. Наливная формовка. – К.: Вища школа, 1980. – 176 с.
3. Болдин А.Н., Давыдов Н.И., Жуковский С.С. и др. Литейные формовочные материалы. Формовочные, стержневые смеси и покрытия: Справочник. – М.: Машиностроение, 2006. – 507 с.
4. Лясс А.М. Быстротвердеющие формовочные смеси. – М.: Машиностроение, 1965. – 332 с.
5. Никифоров С.А. Разработка нового состава силикатного связующего и самотвердеющих суспензий для изготовления оболочковых форм в литье по выплавляемым моделям: Автореф. дис. канд. техн. наук: 05.16.04 / Челябинский гос. техн. ун-т.
6. Дорошенко С.П. Формувальні суміші. – К.: КПІ, 1997. – 140 с.

Малинов В.Л.

(ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)

НАПЛАВКА ПРОВОЛОКОЙ СПЛОШНОГО СЕЧЕНИЯ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩЕЙ ПОЛУЧЕНИЕ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА СО СТРУКТУРОЙ МЕТАСТАБИЛЬНОГО АУСТЕНИТА

E-mail: malinov.v.l@gmail.com

Восстановление быстроизнашивающихся деталей широко применяется в промышленности. Наиболее распространена механизированная электродуговая наплавка под флюсом проволоками из низколегированных сталей, которые обеспечивают меньшую долговечность, чем у новых деталей, изготавливаемых из сталей 45, 50, 50Г2, 65Г. Кафедрой «Материаловедение» ПГТУ совместно с УКРНИИСПЕЦСТАЛЬ разработана цельнотянутая проволока Нп-14Х14Г12АФ, обеспечивающая высокую износостойкость наплавленного металла, а также его хорошую обрабатываемость. Внедрение данной цельнотянутой проволоки позволяет избежать технологических трудностей, возникающих при наплавке порошковыми материалами, а также без доработки использовать оборудование, применяемое для наплавки проволоками сплошного сечения.

Изучалось влияние флюсов на свойства металла, наплавленного проволокой Нп-14Х14Г12АФ Ø4 мм. Для исследований были выбраны наиболее экономичные и распространенные флюсы АН-348 и АН-26. Наплавка образцов из стали 50 проводилась в пять слоев на режиме: $I = 450 \dots 500$ А; $U = 30 \dots 32$ В; $V = 20$ м/ч.

Металлографические исследования показали отсутствие пор, кристаллизационных и холодных трещин в наплавленном металле, независимо от марки применяемого флюса. Наблюдалось хорошее формирование наплавленного валика с плавным переходом к ос-

новному металлу. Отделимость шлаковой корки при наплавке под флюсом АН-348 - удовлетворительная, при использовании АН-26 - хорошая.

Химический анализ состава металла, наплавленного Нп-14Х14Г12АФ при использовании флюсов АН-348 и АН-26, показал, что происходит снижение в наплавленном металле концентрации углерода, хрома, марганца и увеличение содержания кремния по сравнению с содержанием этих элементов в проволоке. Однако при использовании АН-348 содержание хрома уменьшается больше, а марганца меньше, чем при наплавке под АН-26, что обусловлено разным химическим составом и активностью этих флюсов.

Результаты рентгеноструктурного анализа показывают, что при наплавке под флюсами АН-348 и АН-26 структура практически полностью аустенитная (менее 5 % α -мартенсита).

Металл, наплавленный под флюсом АН-26, имеет более высокие прочностные и пластические свойства по сравнению с таковыми при использовании АН-348 (табл. 1).

Таблица 1 – Свойства металла, наплавленного Нп-14Х14Г12АФ

Марка флюса	Механические свойства				
	Предел текучести, $\sigma_{0,2}$, МПа	Предел прочности, σ_b , МПа	Относит. удлинение, δ , %	Относит. сужение, ψ , %	Твердость, НВ
АН-348	330	680	11	18	240
АН-26	580	770	14	22	260

Испытания на износ проводились в условиях сухого трения на машине МИ-1М по схеме колодка-ролик. Ролик диаметром 46 мм и толщиной 10 мм изготавливался из стали 50 твердостью 320 НВ. Испытуемые образцы наплавленного металла имели размеры 10x10x25 мм. Скорость вращения ролика составляла 425 об/мин. Скорость скольжения – 0,98 м/с. Нагрузка – 100 МПа. Эталонем сравнения служила сталь 50.

Металл, наплавленный проволокой Нп-14Х14Г12Ф \varnothing 4 мм, независимо от марки используемого флюса имеет более высокую относительную износостойкость, чем сталь 50. При использовании флюса АН-348 она составляет $\varepsilon = 1,8$, а при наплавке под АН-26 – $\varepsilon = 2,7$. Относительная износостойкость стали 50 и наплавков проволоками Св-08Г2С и Св-30ХГСА, составляет, соответственно: 1,0; 0,5 и 0,8.

В металле, наплавленном Нп-14Х14Г12Ф под флюсом АН-348, прирост мартенсита на изношенной поверхности составил 15 %, а при использовании АН-26 он возрастал до 20 %.

Более высокая износостойкость металла, наплавленного под флюсом АН-26, обусловлена большей интенсивностью деформационного мартенситного превращения, обеспечивающего не только упрочнение поверхности, но и одновременную релаксацию напряжений. Это позволяет большую долю внешнего воздействия расходовать на реализацию превращения, а не на разрушение.

На основании полученных данных сделан вывод о том, что использование для наплавки флюса АН-26 является более целесообразным, чем флюса АН-348, так как обеспечивает лучшую отделимость шлаковой корки, а также повышение пластичности и износостойкости наплавленного металла.

Малинов Л.С., Троцан А.И., Бутова Д.В.

(ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)

ЭНЕРГОСБЕРЕГАЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ ТЕРМООБРАБОТКИ СТАЛИ 38ХС С НАГРЕВОМ В МЕЖКРИТИЧЕСКИЙ ИНТЕРВАЛ ТЕМПЕРАТУР (МКИТ)

E-mail: Malinovadasha@yandex.ru

В заводской практике используются такие технологии термообработки, как нормализация, закалка, в том числе изотермическая и прерывистая. В большинстве случаев они предусматривают нагрев в аустенитную область до температур, превышающих A_{c3} . Энергосбережение, являющееся важной задачей, возможно за счет снижения температуры нагрева при термообработке. Это реализовано, например, при закалке из МКИТ низкоуглеродистых низколегированных сталей, предназначенных для изготовления деталей глубокой вытяжкой. Термообработка среднеуглеродистых сталей с нагревом в МКИТ в промышленности не применяется, т.к. считается, что присутствующий в структуре свободный феррит снижает механические свойства. Однако известно небольшое число работ, в которых показано, что нагрев в МКИТ при проведении термообработки может быть полезен. В данной работе изучалось влияние закалки с последующим высоким отпусканием, изотермической и прерывистой закалки после нагрева в МКИТ на структуру и механические свойства исследованной стали. Установлено, что термообработка с нагревом в МКИТ обеспечивает большую мелкозернистость, чем типовая – с нагревом в аустенитную область. По мере повышения температуры нагрева в МКИТ или продолжительности выдержки при постоянной температуре уменьшается количество свободного феррита и размеры его участков. Улучшение с закалкой из МКИТ, при той же температуре отпуска, что и при типовой термообработке, позволяет получить более высокую пластичность и ударную вязкость. При рациональном режиме нагрева под закалку и несколько более низкой температуре (на 50...100 °С) высокого отпуска может быть получен такой же уровень механических свойств, как и после типовой термообработки, что обеспечивает энергосбережение. Наиболее эффективны в этом отношении изотермическая и прерывистая закалка из МКИТ. Они позволяют получить более высокий уровень прочностных свойств по сравнению с ними после улучшения при той же или даже существенно более высокой пластичности. Так после изотермической закалки по режиму: нагрев на 780 °С, выдержка 60 мин., охлаждение в воде до 350 °С, выдержка при этой температуре 40 мин., получены следующие механические свойства: $\sigma_{0,2} = 1004$ МПа, $\sigma_b = 1120$ МПа, $\delta = 18\%$, $\psi = 60\%$, $KCU = 1,3$ МДж/м². Высокий уровень механических свойств после оптимального режима изотермической закалки обусловлен получением многофазной структуры, включающей нижний бейнит, небольшое количество не растворившихся карбидов, феррит ~15% и ~12% остаточного аустенита. При этом последний в процессе испытаний механических свойств превращается в мартенсит деформации, что определено рентгеновским методом. Следствием $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения является ПНП-эффект. Дополнительная кратковременная аустенитизация при 950 °С после выдержки в МКИТ и последующая изотермическая закалка при 350 °С позволяет получить наиболее высокий уровень прочностных свойств ($\sigma_{0,2} = 1200$ МПа, $\sigma_b = 1490$ МПа) при достаточной пластичности ($\delta = 15\%$) и ударной вязкости ($KCU = 1,1$ МДж/м²). Хорошее сочетание механических свойств ($\sigma_{0,2} = 1245$ МПа, $\sigma_b = 1585$ МПа, $\delta = 12\%$, $\psi = 50\%$, $KCU = 0,8$ МДж/м²) получено в исследованной стали после прерывистой закалки, проведенной по схеме: нагрев в МКИТ на 780 °С, выдержка 60 мин., кратковременная аустенитизация, аналогичная той, что рассмотрена в предыдущем случае и прерывистое охлаждение вода – воздух. Важно подчеркнуть, что полученный уровень механических свойств после изотермической и прерывистой закалки исключает применение высокого отпуска, который необходим при типовой термообработке – улучшении. Следствием этого является повышение производительности при термообработке и сокращение энергозатрат.

Малинов Л.С.

(ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)

**ПОЛУЧЕНИЕ В МАТЕРИАЛАХ СЛОИСТОЙ СТРУКТУРЫ СПОСОБАМИ
ДИФФЕРЕНЦИРОВАННОЙ ОБРАБОТКИ**

E-mail: leonid-malinov@yandex.ru

Получение в материалах слоистой структуры в настоящее время осуществляется соединением разнородных металлов или сплавов методами литья, прокатки, сварки, наплавки и др. Одним из перспективных направлений получения в материалах такой структуры может быть создание макроскопических (соизмеримых с размерами изделия) градиентов структурно-фазового состояния в объеме мономатериала. Таким градиентам сопутствует чередование прочных и пластичных слоев. Это может быть достигнуто применением различных способов дифференцированной обработки. Она заключается в сочетании общего (объемного) и локального (местного) воздействия на материал. В результате последнего механические, тепловые, магнитные поля распределяются не равномерно по всему объему, а локализуются в отдельных слоях материала. Это приводит к тому, что фазовые и структурные превращения протекают в материале не одновременно, а в разной последовательности. Задачи общего и локального (местного) воздействий различны. Если в результате первого обеспечивают повышенный уровень твердости и прочности поверхностного слоя, то под действием второго – пластичность, ударную вязкость и наоборот. Например, в листовой заготовке после общей термообработки получают отпущенный мартенсит, а в поверхностном слое после градиентного нагрева – сорбит отпуска. Между поверхностью и сердцевиной образуется переходный слой, в котором одна структура постепенно переходит в другую. Создание такого слоистого материала может быть целесообразно при необходимости сочетать высокую прочность с сопротивлением коррозионному растрескиванию. При необходимости получить твердую поверхность и вязкую сердцевину способы дифференцированной обработки должны приводить к созданию структур, противоположных рассмотренному выше случаю. Материал с чередованием прочных и пластичных слоев можно создать сочетанием общей деформации листовой заготовки и последующего разупрочняющего нагрева поверхности. При таком способе перспективными являются стали с метастабильным аустенитом, в которых неупрочненная поверхность обладает повышенной износостойкостью, а сердцевина - прочностью.

В мартенситностареющих сталях дифференцированные обработки обеспечивают чередование слоев состаренного и несостаренного мартенсита. Так закалкой получают во всем объеме листовой заготовки низкоуглеродистый мартенсит невысокой твердости (HRC 28...30). Последующим градиентным нагревом поверхности на заданную глубину достигается его старение, что увеличивает твердость до HRC 50...52. Может быть реализован и другой вариант дифференцированной обработки, в результате которой во всем объеме получают состаренный мартенсит, а в поверхностном - несостаренный.

Способы дифференцированной обработки могут включать сочетание химико-термической и термической обработок. Используется не только насыщение поверхности требуемыми элементами, но и, напротив, удаление их с поверхности. Например, в марганцевой стали 10Г12 цементация и последующая закалка создают в поверхностном слое структуру метастабильного аустенита, а в сердцевине - мартенсита. Напротив, в стали 110Г6 обезуглероживание поверхности на заданную глубину позволяет получить слой преимущественно мартенситной структурой, обладающей высокой твердостью. Под ним располагается переходный слой с мартенситно-аустенитной структурой, а затем - аустенитной. Варианты дифференцированных обработок многообразны. Поверхностный слой может обрабатываться источниками концентрированной энергии, в том числе с расплавлением и дополнительным легированием. Одним из вариантов для реализации этого является химико-термическая обработка, дополнительное легирование, в том числе с расплавлением поверхностного слоя.

Малинов Л.С.

(ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)

СОЗДАНИЕ В МАРГАНЦЕВЫХ СТАЛЯХ МАКРОНЕОДНОРОДНОЙ СТРУКТУРЫ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ЛАЗЕРНОЙ И ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ОБРАБОТОК

E-mail: leonid-malinov@yandex.ru

Известно, что армированные материалы, обладают высокой конструкционной прочностью, в связи с чем находят все более широкое применение в технике. Их создают соединением разнородных металлов и сплавов способами литья, прокатки, сварки, наплавки и др.

Автором еще в 70-е годы прошлого века предложено и реализовано с сотрудниками создание регулярной макронеоднородной 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 локализируются 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 – высокую твердость, прочность, и наоборот. В том случае, когда полученная в исходном состоянии структура (литая, горячедеформированная и т.п.) удовлетворяет предъявляемым требованиям, проводится лишь локальное (местное) воздействие на материал. Рассмотрим получение макронеоднородной структуры в марганцевых сталях мартенситного, мартенситно-аустенитного и аустенитного классов. Фазовый состав и микротвердость марганцевых сталей различных структурных классов при лазерной обработке изменяются не одинаково. В низкоуглеродистых марганцевых мартенситных сталях 03Г8 и 03Г10 после обработки при сравнительно небольших скоростях перемещения лазерного луча (100...200 мм/мин) обнаружено значительное снижение микротвердости от 4460 до 2600 МПа по сравнению с ее значениями после общей закалки. Это обусловлено образованием остаточного аустенита, о чем свидетельствуют данные рентгеновского анализа. Прирост микротвердости после лазерной обработки наблюдается в мартенситно-аустенитных (α' , ϵ , γ) 03Г14, 03Г16 и аустенитных 03Г26, метастабильных сталях. Под влиянием напряжений, вызванных большими скоростями нагрева и охлаждения, в этих сталях происходит $\gamma \rightarrow \epsilon$ и $\gamma \rightarrow \alpha''$ превращение, что и было нами впервые установлено. Наибольшее увеличение количества мартенсита обнаружено в низкоуглеродистых марганцевых сталях Г14 и Г16 с низкой стабильностью аустенита. По мере повышения содержания марганца и увеличения стабильности аустенита снижается прирост количества мартенситных фаз после лазерной обработки.

Управлять стабильностью аустенита можно также предварительной пластической деформацией. В случае, когда предварительная холодная пластическая деформация вызывает в структуре сталей 08Г10, 08Г14 образование преимущественно α -мартенсита, последующая лазерная обработка снижает их микротвердость. Это обусловлено $\alpha'' \rightarrow \gamma$ превращением. Образовавшийся фазонаклепанный аустенит обладает повышенной устойчивостью к мартенситному превращению при охлаждении. В результате после лазерной обработки мартенсита становится меньше, чем в исходном деформированном металле. Предварительная теплая деформация марганцевых сталей при 400 °С ($\epsilon = 30\%$), вызывающая изменение количества аустенита и степени его стабильности, может приводить в результате лазерной обработки, как к повышению, так и понижению микротвердости. Применение предварительной пластической деформации является дополнительным способом, позволяющим с помощью лазерной обработки получать требуемую структуру в заданных участках. Это открывает широкие возможности в получении новых свойств поверхностных слоев марганцевых сталей.

Малинов Л.С.

(ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)

**ПОЛУЧЕНИЕ В СПЛАВАХ НАРЯДУ С ДРУГИМИ СТРУКТУРАМИ
МЕТАСТАБИЛЬНОГО АУСТЕНИТА ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ СВОЙСТВ**

E-mail: leonid-malinov@yandex.ru

В большинстве случаев общепринятым является представление о том, что в поверхностном слое сталей для обеспечения их высокой износостойкости необходимо получать структуру отпущенного высокоуглеродистого мартенсита и карбидов. Количество остаточного аустенита не должно превышать 10...15 %. При большем его количестве применяют различные способы для его уменьшения или полного устранения. Между тем, известны работы, в том числе автора с сотрудниками, по повышению износостойкости за счет создания в поверхностном слое регулярной макро- и микронеоднородной структуры, в которой наряду с другими составляющими (мартенситом, бейнитом, карбидами, карбонитридами и их разнообразными сочетаниями) присутствует метастабильный аустенит, претерпевающий под влиянием внешней нагрузки динамическое деформационное мартенситное превращение (эффект самозакалки при нагружении). Однако эти работы немногочисленны и до настоящего времени преобладает точка зрения об отрицательной роли остаточного аустенита. Это является следствием недостаточной изученности условий, при которых остаточный аустенит полезен. Согласно нашим исследованиям, он повышает износостойкость в том случае, когда его количество и степень стабильности по отношению к мартенситообразованию оптимизированы применительно к конкретным условиям нагружения. Разработаны способы получения метастабильного аустенита и управления развитием мартенситного превращения при нагружении, включающие термическую, химико-термическую, термо-деформационную обработки. В одних случаях целесообразно повысить, по сравнению с общепринятой, температуру нагрева под закалку, в других - осуществить ступенчатую, изотермическую закалку по определенным режимам, в том числе из межкритического интервала температур, в третьих – провести термоциклическую обработку и др. Значительна роль в получении микро- и микронеоднородной структуры с метастабильным аустенитом предварительной цементации. Целесообразно ее осуществлять не только применительно к малоуглеродистым сталям, как это обычно принято, но и к строительным, средне- и высокоуглеродистым сталям.

Автором предложены способы обработки, предусматривающие получение в структуре избыточного количества метастабильного аустенита и последующее деформационное и/или термическое воздействие, проводимые с таким расчетом, чтобы реализовать упрочнение аустенита и переход его части в мартенсит, при этом сохранив его в структуре в оптимальном количестве. Это обеспечивает в процессе нагружения при эксплуатации деталей и инструмента протекание в поверхностном слое динамического деформационного мартенситного превращения и, соответственно, повышение их долговечности. Количество и степень стабильности аустенита, оставшегося после проведения обработок, необходимо регулировать применительно к конкретным условиям эксплуатации.

Перспективным направлением, предложенным автором еще в 70-х годах прошлого века, является создание способами дифференцированной обработки в поверхностном слое регулярных градиентов структурно-фазового состояния. В результате получают участки, расположенные в заданной последовательности, в которых исходные характеристики изменены с целью получения в них необходимых функциональных свойств. Разнородные участки могут иметь линейчатый, точечный, сетчатый характер, располагаться в шахматном или ином заданном порядке. Необходимо с учётом конкретных условий управлять размерами, расположением участков, расстоянием между ними и свойствами. Участки с повышенной пластичностью, имеющие преимущественно аустенитную структуру, препятствуют распространению трещин, возникающих в мартенситных, мартенситно-карбидных участках.

Малинов Л.С.

(ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)

НОВЫЙ КЛАСС ЦЕМЕНТУЕМЫХ СТАЛЕЙ

E-mail: leonid-malinov@yandex.ru

Для деталей, подвергающихся интенсивному ударно-абразивному воздействию, в промышленности широко используется аустенитная высокоуглеродистая марганцевая сталь 110Г13Л. Ее недостатками являются сравнительно невысокий уровень предела текучести и трудная обрабатываемость резанием. Последнее обуславливает применение ее преимущественно в литом состоянии и затрудняет использование для деталей, от которых требуются точные размеры. Для устранения указанных выше недостатков автором было предложено создать новый класс малоуглеродистых марганцевых сталей, существенно превосходящих 110Г13Л по уровню предела текучести и обрабатываемости резанием. Примером таких сталей являются (08...14)ХЗГ2МФБДЮ, 08Х2Г(3...5)МФ, 08Г(4...10)АФ, 08Г(4...10)ТЮ, которые по свойствам либо не уступают, либо превосходят известные цементуемые стали. После закалки и низкого (числитель) и высокого (знаменатель) отпусков новые стали имеют следующие механические свойства: $\sigma_{0,2} \geq 870/650$ МПа, $\sigma_B \geq 1000/720$ МПа, $\delta \geq 10/16$ %, $\psi \geq 50/60$ %, $KCU \geq 0,7/1,2$ МДж/м². Низкоуглеродистые стали, содержащие 7...8 % Mn, с микродуплексной структурой, могут применяться для деталей, работающих при температурах до 100 °С. Отличительной особенностью новых сталей является возможность получения в их поверхностном слое после цементации и термообработки различного количества армированного карбидами и карбонитридами метастабильного аустенита. В процессе изнашивания он претерпевает динамическое деформационное мартенситное превращение (ДДМП).

Определение абразивной износостойкости исследованных сталей после цементации и закалки с различных температур показывает, что наиболее высоким сопротивлением изнашиванию обладают стали, в поверхностном слое которых содержится 40...50 % аустенита, интенсивно превращающегося в мартенсит деформации. Прирост его на изнашиваемой поверхности должен составлять не менее 30...40 %. Не растворившиеся карбиды, имеющиеся в структуре, увеличивают сопротивление абразивному изнашиванию. Стали с преимущественно мартенситной структурой (менее 20 % остаточного аустенита), имеют существенно более низкую абразивную износостойкость.

Закалка в исследованных цементированных сталях снижает абразивную износостойкость, если из-за растворения большого количества карбидов и карбонитридов при повышенных температурах нагрева чрезмерно возрастает стабильность аустенита по отношению к ДДМП.

В случае интенсивного ударно-абразивного воздействия наиболее низкую абразивную износостойкость имеют стали, в которых после закалки структура поверхностного слоя является преимущественно мартенситной или мартенситно-карбидной. Это обусловлено образованием микротрещин в высокоуглеродистом мартенсите и выкрашиванием объемов металла под влиянием динамических нагрузок. Для условий интенсивного ударно-абразивного воздействия необходимо получать в цементированном слое преимущественно аустенитную структуру. Это достигается в низкоуглеродистых сталях, содержащих 7...8 % марганца, после их цементации и закалки с 1000...1100 °С. Важно применительно к конкретным условиям ударно-абразивного воздействия обеспечить оптимальный уровень стабильности аустенита по отношению к ДДМП. При малой стабильности аустенита уже при кратковременном ударно-абразивном воздействии в поверхностном слое образуется большое количество мартенсита деформации, и $\gamma \rightarrow \alpha''$ превращение завершается. Это исключает дальнейшую возможность релаксации микронапряжений и снижает износостойкость. Аналогичный результат наблюдается и при чрезмерно высокой стабильности аустенита, когда не протекает ДДМП. Применение новых марганцевых цементуемых сталей открывает широкие возможности в повышении долговечности деталей машин.

Малінов Л.С., Солідор Н.А., Мілентьєв В.О.

(ДВНЗ «ПДТУ», м. Маріуполь)

**ПІДВИЩЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ СТАЛЕЙ 35ХМЛ І 35ХМФЛ
ЗА РАХУНОК ТЕРМООБРОБКИ З НАГРІВАННЯМ В МКІТ**

E-mail: solidor@rambler.ru

На металургійних комбінатах України відповідальні деталі металургійного устаткування виготовляють зі сталі 35ХМЛ. Враховуючи їх недовговічність, проведені в роботі дослідження направлені на підвищення механічних властивостей цієї сталі за рахунок мікролегування ванадієм, а також застосування нових способів термообробки, які в заводській практиці до даної сталі не застосовуються.

В роботі досліджено вплив витримки в МКІТ на мікроструктуру і механічні властивості сталей 35ХМЛ і 35ХМФЛ. Температура нагрівання в МКІТ складала 780 °С (τ_b від 30 до 120 хв.). Відпуск після гартування при 200 °С складав 1 год. Отримані дані свідчать про те, що по мірі збільшення витримки в МКІТ кількість фериту в структурі обох сталей зменшується, а частка мартенситу зростає. Це є наслідком ізотермічного $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення в процесі витримки в МКІТ. При цьому спостерігається збільшення твердості від HRC 38 до HRC 55. Максимальні властивості міцності в обох сталях отримані після витримки в МКІТ 120 хв. Зміна властивостей після витримки в МКІТ в сталях 35ХМЛ і 35ХМФЛ, хоч і носить однаковий характер, але в сталі з ванадієм комплекс механічних властивостей вище. Підвищення σ_B і $\sigma_{0,2}$ зі збільшенням тривалості витримки в МКІТ можна пояснити зростанням вмісту вуглецю в мартенситі після гартування внаслідок його перерозподілу між α - і γ -фазами в МКІТ, збагаченням останньої, а також більшою дрібнозернистістю і присутністю карбідів (карбонітридів) ванадію в структурі.

Збільшення пластичності й ударної в'язкості при одночасному зростанні властивостей міцності пояснюється отриманням в структурі після гартування разом із мартенситом, феритом і карбонітридами ванадію метастабільного аустеніту, кількість якого, згідно даних рентгенівського аналізу, складає 13...15 %. Цей аустеніт в процесі випробувань механічних властивостей перетворюється на мартенсит, що обумовлює прояв ПНП-ефекту.

В роботі досліджено вплив температури нагрівання під гартування (760, 780, 800 °С) в МКІТ ($\tau_b = 120$ хв.) + відпуск при 200 °С, 1 год.) на механічні властивості сталі 35ХМФЛ. Отримані дані показують, що з підвищенням температури нагрівання у вибраному температурному інтервалі властивості міцності зростають, а пластичність і ударна в'язкість знижуються. Це обумовлено збільшенням частки мартенситу в структурі і, відповідно, зменшенням кількості фериту й аустеніту. Найкраще поєднання властивостей отримане після гартування від температури 780 °С. Враховуючи, що в структурі сталей 35ХМЛ і 35ХМФЛ разом з мартенситом, карбідами (карбонітридами) і залишковим аустенітом присутній ферит, що знижує властивості міцності, досліджувалася можливість усунути його короткочасним нагріванням після витримки в МКІТ при 780 °С (для сталі 35ХМЛ час при цій температурі складав 90 хв., а для 35ХМФЛ – 120 хв.) в аустенітну область (870 °С, 4 хв.). Після цього проводилося охолодження в маслі і відпуск при 200 °С, 1 год. В результаті такої термообробки було отримано вищий рівень властивостей міцності при достатньому рівні пластичності й ударної в'язкості. Сталь 35ХМЛ після вказаної термообробки має такі механічні властивості: $\sigma_{0,2} = 1120$ МПа, $\sigma_B = 1280$ МПа, $\delta = 10$ %, $\psi = 55$ %, $KCU = 0,49$ МДж/м², а 35ХМФЛ: $\sigma_{0,2} = 1280$ МПа, $\sigma_B = 1320$ МПа, $\delta = 10,5$ %, $\psi = 56$ %, $KCU = 0,50$ МДж/м².

Позитивний ефект термообробки, який включає попереднє нагрівання і витримку в МКІТ та подальшу короткочасну аустенітизацію, обумовлений тим, що в структурі зникає ферит, зберігається метастабільний аустеніт і карбіди, особливо в сталі, яка легована ванадієм. Важливим чинником є отримання разом з високо- і середньовуглецевим мартенситом ще і низьковуглецевого, що має підвищену пластичність. Це підтверджує ефективність отримання мікронеоднорідної структури, однією з важливих складових якої є метастабільний аустеніт.

Найбільш високий рівень механічних властивостей після нормалізації і поліпшення в досліджених сталях отримано при проведенні термічної обробки з нагрівом в МКІТ, особливо з подальшою короткочасною аустенітизацією.

Малінов Л.С., Солідор Н.А., Мілентьєв В.О.

(ДВНЗ «ПДТУ», м. Маріуполь)

ВПЛИВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА ГНУЧКІСТЬ ДРОТУ ЗІ СТАЛІ AISI 201

E-mail: solidor@rambler.ru

У вихідному стані дріт (\varnothing 0,6 мм) з аустенітної сталі AISI 201 (аналог 12Х15Г9НД) після волочіння володіє досить високою міцністю, жорсткістю і пружністю, що ускладнює технологію його подальшого використання.

Відомо, що при пластичній деформації легованих марганцевих, хромомарганцевих і хромо-нікелевих сталей може спостерігатися мартенситне перетворення $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$, при якому утворюється проміжний ϵ -мартенсит з ГЦПІ ґраткою, який потім може переходити в α -мартенсит з ОЦК ґраткою. Таке перетворення спостерігається в тих випадках, коли сплави мають низьку енергію дефектів пакування з сильним розщепленням дислокацій, які є зародками утворення ϵ -фази з гексагональною ґраткою.

Вплив пластичної деформації аустеніту на подальше мартенситне перетворення нижче точки M_d залежить від ступеню деформації. Невелика пластична деформація (при волочінні, намотуванні) може ініціювати мартенситне перетворення. Так, в пластично деформованій сталі AISI 201 кількість мартенситу деформації може досягати 40...70 %.

Досліджені зразки дроту зі сталі AISI 201 притягуються магнітом, що свідчить про присутність в структурі поряд з аустенітом мартенситу деформації. Це, в свою чергу, призводить до підвищення міцності, жорсткості і зниження пластичності дроту.

З метою зниження жорсткості дроту проведена термічна обробка для отримання аустенітної структури, яка полягає в нагріванні до температур 550, 600, 650, 700 і 750 °С, витримці протягом 30 хв. і наступному охолодженні на спокійному повітрі.

Випробування дроту на перегин (\varnothing 0,6 мм) зі сталі AISI 201 проводили згідно з ГОСТ 1579-93 (ISO 7801-84) при температурі навколишнього середовища. Перегини дроту проводилися з рівномірною швидкістю, яка не перевищує одного перегину на секунду. Як еталон обрано дріт з аустенітної сталі AISI 304.

В результаті досліджень встановлено, що нагрівання і витримка в інтервалі температур 550...600 °С і 700...750 °С не призводять до значного підвищення пластичних характеристик сталі AISI 201 (табл. 1).

Таблиця 1 – Порівняльна характеристика зразків сталей AISI 304 і AISI 201 після випробувань на перегин

Матеріал	Кількість перегинів до руйнування
Сталь AISI 304 (без термообробки)	10
Сталь AISI 201 (без термообробки)	6
Сталь AISI 201 (550 °С, 30 хв.)	8
Сталь AISI 201 (600 °С, 30 хв.)	9
Сталь AISI 201 (650 °С, 30 хв.)	24
Сталь AISI 201 (700 °С, 30 хв.)	11
Сталь AISI 201 (750 °С, 30 хв.)	10

За результатами досліджень встановлено, що найбільш високою пластичністю володіє дріт після нагрівання і витримки при 650 °С (табл. 1) протягом 30 хв., що відповідає найбільш повному перетворенню мартенситу деформації на аустеніт.

Для знеміцнення дроту зі сталі AISI 201 рекомендується проведення термічної обробки, яка полягає в нагріванні і витримці при температурі 650 °С з наступним охолодженням на спокійному повітрі. При цьому для повного прогрівання дроту в котушках і повноти протікання перетворення $M_{\text{деф.}} \rightarrow A$ рекомендується збільшити час витримки в печі до 1,5...2,0 годин.

Мамішев В.А.

(ФТІМС НАН України, м. Київ)

РІЗНОВИДИ ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНОЇ ОБРОБКИ СПЛАВІВ В ЗАЛЕЖНОСТІ ВІД ЇХ ФАЗОВОГО СТАНУ

При формуванні виливків вони послідовно перебувають в температурних областях з різним фазовим станом інтервального сплаву. В рідкому стані температура розплаву вища, ніж температура ліквідусу (початок кристалізації), в двофазному твердо-рідкому стані між температурами ліквідусу і солідусу утворюється первинна кристалічна структура литого металу, а в твердому стані температура вилівка нижча, ніж температура солідусу (кінець кристалізації).

Якщо температура рідкого металу значно вища, ніж температура ліквідусу інтервального сплаву (сталь, чавун, бронза, латунь, силумін та ін.), то при витримці розплаву при цій надліквідусній температурі і її наступному зниженні з заданою швидкістю охолодження до температури розливання розплаву в ливарні форми (кокілі або піщані форми), реалізується режим термочасової обробки металу в рідкому стані [1]. При цьому слід дотримуватись [2] мудрого правила ливарників “виплавляй гаряче, а розливай холодно”.

Після завершення процесу тверднення вилівка в його тілі залишається термонапружений стан, що може призвести до утворення в литому металі гарячих тріщин при видаленні вилівка із піщаної форми або кокілю.

Для релаксації (ослаблення) залишкових напружень в литих заготовках проводиться термічна обробка виливків в твердому стані [3]. Термічна обробка включає нагрівання вилівка до заданої температури, нижчої від температури солідусу сплаву, його витримку при цій температурі з наступним зниженням температури із заданою швидкістю охолодження. При термічній обробці литих заготовок досягається подрібнення кристалічної структури литого металу, що підвищує його фізико-механічні властивості (міцність, пластичність та ін.).

В ливарному виробництві застосовується термочасова обробка розплавів при температурах, які значно перевищують температуру ліквідусу вузько- або широкоінтервального сплаву в їх рідкому стані. Ще більше застосовується термічна обробка виливків в їх твердому стані при температурах нагрівання литих заготовок, нижчих від температури солідусу інтервального сплаву.

В температурному інтервалі кристалізації ліквідус-солідус доцільно проводити реотермічну обробку сплавів [4] при температурах їх двофазного стану з використанням активного перемішування гетерогенного розплаву.

Зокрема, ефективним є використання різних варіантів реолиття [5] в умовах перемішування рідко-твердого сплаву при температурах нижчих, ніж температура ліквідусу, але вищих, ніж температура солідусу. При нагріванні затверділих литих заготовок з негнотритою глобулітною структурою до надсолідусних температур реалізуються технологічні схеми тиксолиття [5].

Важливим напрямком реалізації реотермічної обробки сплавів в інтервалі температур ліквідус-солідус є суміщення [4] принципово різних процесів лиття. Наприклад, процес суспензійного розливання гетерогенного розплаву в режимі осадкової кристалізації в рідко-твердій частині двофазної зони доцільно суміщати з процесом спрямованого тверднення вилівка в режимі рафінувального живлення капілярно-пористого каркасу твердо-рідкої частини двофазної зони.

Для реотермічної обробки сплавів в інтервалі температур ліквідус-солідус доцільно керувати процесами заходження і перемішування неізотермічної системи розплав-кристали в різних технологічних схемах гетеролиття [4].

Література:

1. Баум Б.А., Хасин Г.А., Тягунов Г.В. Жидкая сталь. – М.: Металлургия, 1984. – 208 с.

2. Затуловский С.С. Суспензионная разливка. – К.: Наукова думка, 1981. – 259 с.
3. Гуляев А.П. Металловедение. – М.: Металлургия, 1978. – 647 с.
4. Мамишев В.А. Реотермическая концепция управления кристаллическим строением литых изделий // Процессы литья. – 2004. – № 3. – С. 43 – 48.
5. Флемингс М., Мехрабиан Р. Литье полутвердого металла // 40-й международный конгресс литейщиков. – М.: НИИМАШ, 1973. – С. 31 – 45.

Милонин Е.В., Наумик В.В., Гайдук С.В.

(АО «Мотор Сич», ЗНТУ, г. Запорожье)

СИСТЕМА ЛЕГИРОВАНИЯ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ДЛЯ СИЛОВЫХ АГРЕГАТОВ НАЗЕМНЫХ УСТАНОВОК

E-mail: naumik@zntu.edu.ua

Силовые агрегаты наземных установок характеризуются специфическими условиями эксплуатации. Непредвиденная поломка лопатки не приводит к столь катастрофическим последствиям, как в случае с авиационным двигателем. При этом, как правило, используется не такое качественное топливо, как в авиации. Топливо зачастую загрязнено сернистыми и прочими вредными примесями. Поэтому на первое место выходят требования к материалу литых рабочих лопаток по сопротивлению высокотемпературной коррозии в соответствующих агрессивных средах.

Один из основных легирующих элементов широко распространённого для изготовления литых рабочих лопаток с направленной и монокристаллической макроструктурой жаропрочного никелевого сплава ЖС32-ВИ – рений – при нагреве образует соединения, не обладающие достаточной стабильностью. В результате для данных изделий необходимо нанесение дополнительного защитного покрытия, что ещё более увеличивает стоимость и без того дорогостоящих литых изделий из этого сплава.

Замена рения такими легирующими элементами, как тантал и вольфрам, образующими гораздо более стойкие соединения, позволит существенно повысить коррозионную стойкость литых лопаток при высоких температурах и может обеспечить достаточные для указанных изделий прочностные и пластические свойства. Кроме того, тантал и вольфрам существенно дешевле рения и не являются столь дефицитными металлами в Украине, что особенно важно в современных условиях, требующих принятия срочных мер по импортозамещению материалов, в частности закупаемых в России.

Тантал [1] является одним из элементов, которые оказывают сильное влияние на термическую устойчивость выделений упрочняющей γ' -фазы.

Положительное влияние тантала на механические свойства никелевых сплавов объясняется не только тем, что он упрочняет γ -твердый раствор и γ' -фазу, но и тем, что при легировании этим элементом образуется монокарбид тантала, более прочно связанный с матрицей по сравнению с другими видами карбидов [2]. С повышением концентрации тантала в сплаве (или при уменьшении содержания титана) он принимает более интенсивное участие в образовании карбида MeC, частично вытесняя из него титан, вольфрам, молибден [1].

Введение W или Mo (или W и Mo вместе) в никелевые сплавы способствует дальнейшему повышению жаропрочности в интервале более высоких температур. Раздельное легирование никелевых сплавов различными элементами не столь эффективно, как комплексное.

Если содержание W и Mo невелико, во многих сплавах с низким содержанием углерода они не входят в состав упрочняющих фаз. Присутствуя в твердом растворе, эти элементы оказывают благоприятное влияние, повышая термическую стойкость раствора путем торможения процессов разупрочнения при высоких температурах. Они повышают также температуру рекристаллизации твердого раствора, кроме того, молибден повышает энергию активации самодиффузии хрома в сплаве [3]. Вольфрам в жаропрочных хромо-

никелевых сплавах распределяется по осям дендритов, тогда как молибден и ниобий имеют тенденцию к распределению по границам зерен.

Литература:

1. Физико-химический фазовый анализ сталей и сплавов / Лашко Н.Ф., Заславская Л.В., Козлова М.Н. и др. – М.: Металлургия, 1978. – 336 с.
2. Бурова Н.Н. Структурные особенности никелевых сплавов, легированных танталом / Н.Н. Бурова, С.Б. Масленков // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1979. – №5. – С. 19 – 22.
3. Химушин Ф.Ф. Легирование, термическая обработка и свойства жаропрочных сталей и сплавов / Ф.Ф.Химушин. – М.: Оборонгиз, 1962. – 334 с.

Михаленков К.В., Котляр С.Н., Демчук И.А.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

ВЛИЯНИЕ ТИТАНА НА ВЕЛИЧИНУ ЗЕРНА АЛЮМИНИЯ

О возможности уменьшения размеров литого зерна Al за счет добавок Ti известно, по меньшей мере, с 30-х годов прошлого века, а о зародышеобразующем действии первичного интерметаллида Al_3Ti сообщалось уже в 1944 году. Однако первые систематические исследования зависимости среднего размера (l_{cp}) зерна алюминия от содержания Ti появились лишь в конце 40-х годов.

Исследование было разделено на две части. Первая включала эксперименты, в которых исходным материалом являлся алюминий высокой чистоты (A99,99), во второй – алюминий технической чистоты (A99,7). Для каждой из этих частей отдельно были проведены опыты, в которых титан вводился в составе лигатуры AlTi6 и непосредственным восстановлением из соли K_2TiF_6 .

Последовательное увеличение содержание Ti приводит вначале к утоньшению столбчатых кристаллов, а затем к переходу к структуре, состоящей только из равноосных зерен. Для алюминия A99,99 переход от столбчатой к равноосной структуре происходит при 0,08 % Ti в металле, с учетом его введения из лигатуры AlTi6. В дальнейшем происходит последовательное уменьшение размеров равноосных кристаллов, а максимальный эффект измельчения зерна наблюдается при 0,18...0,19 % Ti ($l_{cp} = 135...150$ мкм).

Несколько иная картина наблюдается в случае ввода титана из соли. Макроструктура образцов A99,99 после обработки K_2TiF_6 . Эффект измельчения зерна наступает несколько позже, чем при введении Ti из лигатуры, а максимальный эффект достигается после добавки 1,24 % соли, что соответствует 0,24 % Ti в металле. Средние значения величины литого зерна A99,99 после введения лигатуры AlTi6 и после обработки K_2TiF_6 показаны на рис.1 (а, б).

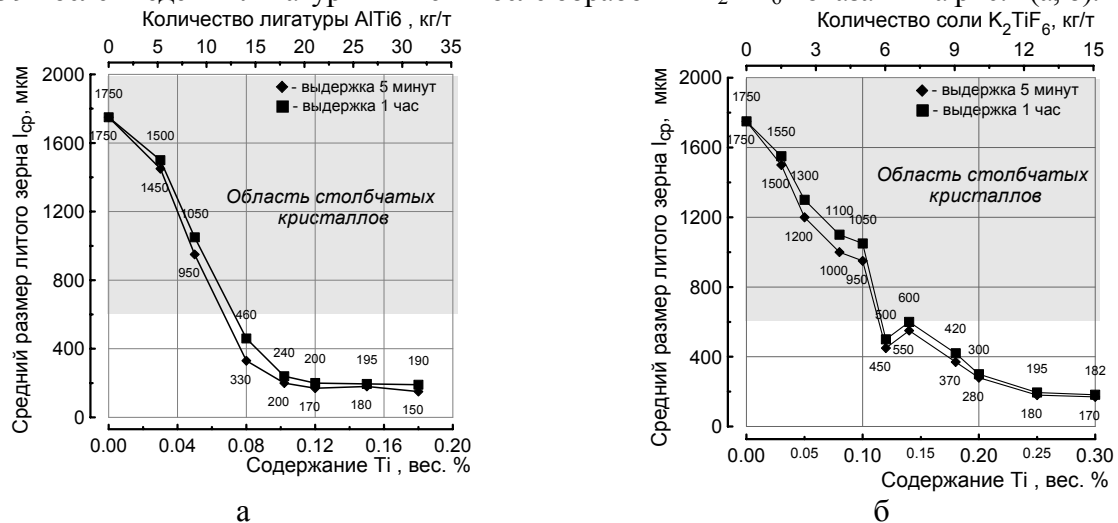


Рис. 1. Средние значения величины литого зерна A99,99 после введения титана: а – в составе лигатуры AlTi6; б – с солью K_2TiF_6

Таким образом, полученные в работе результаты коррелируют с имеющимися в литературе данными о зерноизмельчающем действии Ti. Однако, можно выделить три вопроса, которые до настоящего времени являются дискуссионными:

1. Почему уменьшение размеров зерна Al при добавке Ti наблюдается при доперитектических содержаниях второго элемента, т.е. в отсутствие потенциальных зародышеобразователей – частиц Al_3Ti ?
2. Почему показатели среднего размера зерна изменяются в зависимости от способа введения титана в алюминий?
3. Почему для получения мелкозернистой структуры Al технической чистоты необходимо меньшее количество Ti, чем для высокочистого материала?

Михнян О.В.

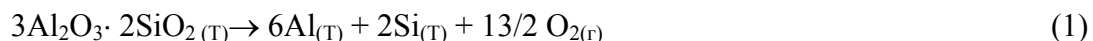
(ФТИМС НАН України, м. Київ)

ТЕРМОДИНАМІЧНА ОЦІНКА СТУПЕНЮ ВЗАЄМОДІЇ РОЗПЛАВУ З КОМПЛЕКСНОМОДИФІКОВАНОЮ КЕРАМІКОЮ

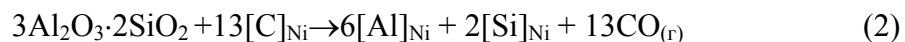
E-mail: mixnyan@ukr.net

При отриманні литих лопаток газотурбінних двигунів (ГТД) в результаті взаємодії розплаву з матеріалами оболонкової форми та стрижнів може утворюватись пригар, що негативно відображається на експлуатаційних характеристиках деталей. Підвищення термічної та хімічної стійкості вогнетривкої кераміки було досягнуто розробкою у ФТИМС НАНУ нового складу матеріалів ливарної оснастки за допомогою комплексного модифікування.

В даній роботі автором за допомогою термодинамічних методів була проведена оцінка граничного значення тиску при процесі плавлення у вакуумній печі або атмосфері інертних газів, при якому ступінь взаємодії на межі розплав – кераміка при процесі отримання спрямованих кристалізованих деталей є найменшим. Як матеріал для дослідження використовували жароміцний нікелевий сплав типу ХН60КМЮВТ та комплексномодифіковану кераміку на основі корунду. Підвищення міцності та термічної стійкості модифікованої кераміки базується на утворенні більш термостійкої сполуки – муліту ($3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$), за рахунок введення порошків алюмінію та кремнію в основу. Реакцію взаємодії муліту з вуглецем, розчиненим у нікелевому розплаві, з переходом алюмінію й кремнію в розплав можна представити у вигляді ряду послідовних реакцій:



Після ряду перетворень формул, сумарна всіх перерахованих вище реакцій буде мати вигляд:



$$\text{Для } T = 1633 \text{ K: } \Delta G_T = 926440 - 898280 = 28159 \quad (3)$$

$$\text{Lg}K_p = 28159 / 2,303 \cdot 1,98 \cdot 1633 = -3,78; K_p = 1,65 \cdot 10^{-4} \quad (4)$$

Для реакції(2) константа рівноваги:

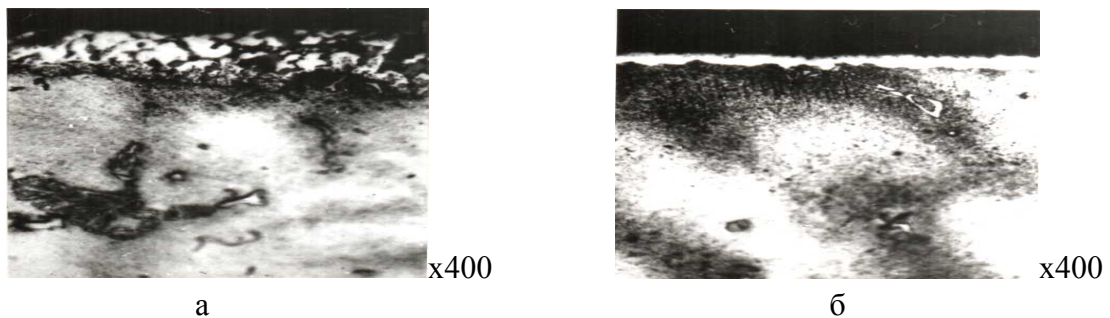
$$K_p = \frac{P_{CO}^{13} \cdot a_{Al}^6 \cdot a_{Si}^2}{a_C^{13}}, \quad (5)$$

Звідси рівноважний тиск оксиду вуглецю можна розрахувати за формулою:

$$P_{CO} = \sqrt[13]{K_p \frac{[\%C] \cdot f_C^3}{[\%Al]^6 \cdot f_{Al}^6 \cdot [\%Si] \cdot f_{Si}^2}} \quad (6)$$

Раніше розраховані коефіцієнти активності вуглецю, алюмінію та кремнію для сплаву типу ХН60КМЮВТ: $f_c = 0,863$; $f_{Al} = 34,83$; $f_{Si} = 1,12$ при $T = 1633$ К. Розраховані в роботі значення рівноважного тиску оксиду вуглецю, що є критерієм ступеню взаємодії сплаву з керамічними матеріалами, за рівнянням (6) становить: $P_{CO} = 0,0025$ атм (252 Па). Тобто якщо зовнішній тиск стає меншим за рівноважний тиск СО в зоні контакту, то інтенсифікується процес взаємодії.

Зважаючи на вищезгадане, автору було важливо емпірично перевірити, наскільки розраховані значення параметрів технологічного процесу корелюють з даними дослідів. Були отримані зразки сплаву, плавка та заливання яких проводилась у формах із звичайної та комплексномодифікованої кераміки за регламентованими параметрами плавлення та кристалізації окремих деталей ГТД (лопатки компресорів високого тиску) з орієнтованою структурою. Зона контакту метал – форма отриманих зразків на виготовлених шліфах контролювалась металографічно та за допомогою МРСА (рис. 1). Було виявлено суттєве звуження шару взаємодії для зразків, котрі залиті у комплексномодифіковану кераміку при дотриманні розрахованого за допомогою термодинамічних рівнянь тиску.



а – корундова форма; б – комплексномодифікована форма
Рис. 1. Мікроструктура контактної форми – вилівок

Мініцька Н.В.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

МАГНІТНО-АБРАЗИВНЕ ОБРОБЛЕННЯ ТВЕРДОСПЛАВНОГО РІЗАЛЬНОГО ІНСТРУМЕНТУ

E-mail: ulyasha30@bigmir.net

Підвищення працездатності різального інструменту значною мірою визначається формуванням необхідних властивостей його робочих поверхонь, в особливості на заключних етапах виготовлення і пов'язано, перш за все, зі зміною фізико-механічних властивостей як поверхневого шару готових виробів, так і безпосередньо стану поверхні, в особливості її мікрогеометрії. До методів фінішного механічного оброблення можна віднести такі, як алмазне шліфування і полірування, методи вібраційного, дробоструменевого, гідро-абразивного та магнітно-абразивного оброблень. Усі вище зазначені методи поверхневого зміцнення різального інструменту спрямовані на підвищення експлуатаційних властивостей, але вони мають як свої переваги, так і недоліки.

Метою даного огляду є аналіз сучасних методів фінішного поверхневого оброблення різального інструменту та визначення найбільш ефективних, з точки зору забезпечення високих експлуатаційних вимог, які висувуються промисловістю до сучасного різального інструменту.

При механічному фінішному обробленні, яке виконується з метою підвищення працездатності і зміцнення поверхні інструменту, виявляються наступні ефекти: змінюється структура поверхневого шару; збільшується «запасена енергія» поверхневого шару; зменшується шорсткість поверхні, згладжуються і «заліковуються» концентратори напружень поверхневого шару інструментального матеріалу. Крім того важливим факто-

ром є формування низької шорсткості поверхні робочих елементів багатограних непере-точуваних тврдосплавних пластин (БНТП), згладженого мікрорельєфу, вільного від концентраторів напружень, викришувань, виривів, тощо.

В останні роки широке застосування в якості методів фінішного оброблення, яка забезпечує як полірування поверхні, так і поверхневе зміцнення, набуло магнітно-абразивне оброблення (МАО), яке робить можливим оброблення складнопрофільних деталей з високою ефективністю і продуктивністю: досягненням заданої шорсткості, збереженням основних геометричних розмірів деталей і в деяких випадках їх коригування.

Переваги застосування цього методу полягають в обробленні в умовах, коли магнітно-абразивний інструмент нівелює відносно оброблюваної поверхні і при певних умовах може забезпечувати рівномірне поверхневе оброблення, яке може забезпечити як рівномірне отримання низької шорсткості поверхні, так і зміцнення поверхневого шару деталей.

Введення в технологію виробництва тврдосплавного РІ магнітно-абразивного оброблення вперше виконано в роботах. Дослідження були спрямовані на забезпечення оптимальної шорсткості, особливо для різальних кромки і радіусів їх заокруглення. Враховуючи ефективність попереднього окислення поверхні твердих сплавів перед віброабразивним обробленням, було запропоновано метод термомагнітно-абразивного оброблення з метою отримання більшої ефективності безпосередньо МАО. Доведено не тільки підвищення працездатності БНТП в 2,0...3,6 разів, тврдосплавних мітчиків у 1,6...1,9 рази, пов'язане з формуванням сприятливого мікрорельєфу робочих поверхонь і зміцненням поверхневого шару, а і доцільність використання МАО перед нанесенням тонких зносостійких іонно-плазмових покриттів.

Зважаючи на переваги і недоліки традиційних методів фінішного оброблення БНТП, а також їх різноманітну просторову форму і широку номенклатуру пластин, доцільним є проведення на заключних стадіях виготовлення методу об'ємного магнітно-абразивного оброблення.

Муха Д.В., Маймур Я.С., Иванова Л.Х., Жегур А.А.

(НМетАУ, м. Дніпропетровськ)

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ЛИТЬЯ ЧУГУННЫХ ПРОКАТНЫХ ВАЛКОВ

E-mail: muha55c@mail.ru

Особенностью производства прокатных валков является то, что рабочие поверхности их бочек должны обладать высокой твердостью, а сердцевина и шейки – достаточной пластичностью.

Путем компьютерного моделирования было исследовано изменение температуры залитого чугуна расплава в зависимости от удаления от рабочей поверхности кокиля при литье валка размерами 730x1250 мм. Анализ изменения температур проводили на торцах бочки валка и в его центральной части.

С удалением от рабочей поверхности кокиля теплоотвод в отливку уменьшался, что свидетельствует о снижении скорости кристаллизации и соответственно изменении свойств материала. Кроме того, изменение температуры на торцах бочки валка одинаково, поэтому в дальнейших расчетах измерения проводили в центральной части бочки и в его верхней торцевой части.

Как известно, структура и свойства чугуна во многом зависят от скорости его кристаллизации, поэтому для сравнения были построены зависимости скорости кристаллизации чугуна рабочего слоя валка от удаления от рабочей поверхности кокиля. Итак, скорость кристаллизации в центральной части бочки валка отличается от его торцевой части. Это объясняется влиянием торцевого эффекта на кристаллизацию металла. Максимальная скорость кристаллизации металла возникала на границе жидкого металла и кокиля и уже на удалении 2 мм от рабочей поверхности кокиля она составляла 106 °С/мин (на торце бочки валка) и 74 °С/мин (в центральной части бочки валка). На удалении 25 мм от рабо-

чей поверхності кокиля швидкість кристалізації становила 26 °С/мін (на торці бочки валка) і 19 °С/мін (в центральній частині бочки валка). В зв'язі з цим і структура чугуна також буде відрізнятися по довжині бочки валка і її глибині.

Для дослідження швидкості кристалізації металу в серцевині валка і його шейках використовували метод комп'ютерного моделювання даного процесу. При моделюванні використовували раніше отримані дані про затвердіння металу робочого шару валка в кокилі. В якості матеріалу серцевини використовували той же чугун, що і для робочого шару. Це дозволить визначити, як змінюється швидкість кристалізації металу по глибині лиття і передбачити, як змінюється структура чугуна того ж хімічного складу, що і для робочого шару валка. Показано, що теплопровідність в рідкому металі вирівнюється по висоті з віддаленням від робочої поверхності кокиля. Таким чином, швидкість кристалізації рідкого чугуна в осевій зоні бочки валка повинна бути однаковою по висоті.

З метою визначення зміни швидкості кристалізації в металі серцевини валка і швидкості просування фронту кристалізації були побудовані залежності, які показали, що швидкість кристалізації рідкого металу зменшується при віддаленні від робочої поверхності кокиля, при цьому швидкість кристалізації в центральній частині бочки валка трохи вище, ніж на торцях. Швидкість охолодження різко зменшується в діапазоні 45...155 мм від поверхності кокиля і становить 18 і 2,5 °С/мін відповідно. В центральній частині бочки валка швидкість охолодження мінімальна і становить 1,6 °С/мін на торці бочки валка і 1,8 °С/мін в її центральній частині.

В відміння від швидкості охолодження, швидкість просування фронту кристалізації зменшується на відстані 45...200 мм від поверхності кокиля з 7,8 до 3,2 мм/мін, а потім збільшується і стає максимальною (28 мм/мін) в осевій частині бочки валка. Таким чином, в осевій частині валка створюються передумови для кристалізації цементитних структур.

Проведені дослідження мікроструктури нижніх шеек трьох прокатних валків в литому стані показали наступне. Чугун нижніх шеек в основному мало відрізнявся. Кількість ферриту було приблизно однаковою (від 11,8 до 12,4%), розташовані феррит в формі оболонок навколо включень графіта. Фосфідна евтектика в кількості 0,5...1,0% зустрічалася в формі невеликих ділянок. Перлит характеризувався баллами ПД1,0 і ПД1,4. В одному з валків ферриту практично не було, матриця перлитна, зустрічались ділянки фосфідної евтектики з примикаючим до неї цементитом.

Таким чином, в зв'язі з тим, що структура чугуна шеек не повинна містити карбідів, в нашій розробці пропонується вводити в полупромисловий метал графітизуючі елементи: кремній, мідь, титан або гафній. При цьому виникають сприятливі умови для формування в структурі чугуна графіта, що забезпечує необхідні властивості серцевини прокатного валка.

Найдек В.Л., Мельник С.Г., Верховлюк А.М.

(ФТИМС НАН України, г. Київ)

КЛАСТЕРООБРАЗОВАНИЕ В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ РАСПЛАВАХ

E-mail: opprs@optima.kiev.ua

Поняття кластер (в перекладі – скоплення, об'єднання, гроздь, кущ) представляє собою об'єднання декількох однородних елементів, яке може розглядатися як самостійна одиниця, володіючи певними властивостями. В інформаційних технологіях кластери – це група серверів або комп'ютерів, об'єднаних логічно або каналами зв'язу, в хімії – це складний комплекс атомів або молекул. Використовуються поняття промислових, територіальних, будівельних кластерів, а також кластерів, застосовуваних в біології, медицині, спорті і інших галузях діяльності людини, в тому числі в металургії. Утворення і поведінка кластерів в металургіч-

ских расплавах имеет свои особенности, связанные с использованием представлений о них, как объектах высокотемпературных металлургических процессов, что затрудняет изучение особенностей появления кластеров и определения их свойств. Исследования физико-химических особенностей металлургических процессов с участием кластерных образований проводили А.М. Скребцов (Украина), Е.С. Филиппов (Россия), К.Ю. Гзовский (Германия) и др. Проводятся такие работы и в Физико-технологическом институте металлов и сплавов НАН Украины.

Кластеры в технических науках, в том числе в металлургии, являются предметом исследований таких научных направлений, как физика и химия кластеров, в которых рассматривают виды кластеров, их образование, схемы возможных соединений составляющих их частиц. Если исходить из наличия наномира, в котором существуют минимальные частицы – атомы и ионы размером $\sim 10^{-9}$ нм, и макромира размером «частиц» от $20 \cdot 10^{-9}$ нм до размеров галактик во вселенной, то в литературе встречается мнение о том, что мир кластеров находится между наномиром и макромиром и оценивается размерами частиц $0,5 \dots 20 \cdot 10^{-9}$ нм. Вместе с тем, часто в качестве примера кластера приводят галактики, размеры которых выходят далеко за указанные пределы. Региональные и промышленные кластеры по своим размерам также значительно выходят за указанные параметры. При этом остаются вопросы определения кинетических параметров процессов образования, возможных видов связи частиц в кластерах, развития и разупрочнения кластеров, участия кластеров в металлургических процессах с учетом межфазного взаимодействия и другие.

Следует также отметить, что в некоторых исследованиях представления об образовании, поведении и взаимодействии кластеров с другими частицами в расплавах являются гипотезами, требующими подтверждения. Необходимость исследований процессов образования и поведения кластеров в металлургических расплавах будет способствовать формированию нового научного направления – физической химии кластеров, которое позволит подтвердить существование кластеров в расплавах, установить их состав и форму, и будет способствовать изучению кластерообразования в металлургических расплавах и разработке новых веществ и материалов.

Для решения этих задач исследователям необходимо использовать известные методы физической химии, такие как структурно-чувствительные способы определения вязкости и плотности расплавов, исследования их структуры рентгеновскими методами, с помощью ультразвука, методом ЭДС, масс-спектрометрическими определениями, моделирование кластерообразования, изучение термодинамики и кинетики образования и поведения с определением энергии активации образования кластеров и лимитирующих звеньев процессов, изучение образования и поведения кластеров с помощью диаграмм состояния и другие.

Найдек В.Л., Мельник С.Г., Курпас В.И.

(ФТИМС НАН Украины, г. Киев)

РАФИНИРОВАНИЕ СТАЛИ ЖИДКИМИ ШЛАКАМИ

E-mail: opprs@ptima.kiev.ua

В XXI веке, как и предполагалось [1], сталь остается основным наиболее востребованным конструкционным материалом. При ее производстве неизбежно образуется большое количество технологических отходов, в том числе и в основном это сталеплавильные шлаки (от 100 до 300 кг/т стали). При выплавке 1 т кислородно-конвертерной стали со шлаком теряется до 40 кг железа в виде оксидов, скрапин и корольков [2], а также минеральная составляющая шлака. В связи с этим представляется актуальной и необходимой разработка новых технологий, включающих повторное использование сталеплавильных шлаков при производстве металлопродукции. Одним из направлений энергосбережения является применение для рафинирования стали активных шлаковых расплавов, которые формируют в сталеразливочном ковше с использованием жидких конечных шлаков и

твердых кусковых шлаковых смесей на основе CaO с добавками различных компонентов. Полезное использование теплового и физико-химического потенциала этих шлаков может быть осуществлено формированием рафинировочного шлакового расплава в сталеразливочном ковше по ходу выпуска плавки или синтезированием его в специальном агрегате – шлаковом реакторе конвертерного типа, позволяющем разделить шлаковый расплав и металлический продукт восстановительного рафинирования шлака. В работе [3] автор показал, что до 20 % от общего количества тепла, расходуемого на плавку, уходит на формирование шлака при его образовании в количестве 100 кг/т стали. Сохранение физического тепла жидких сталеплавильных шлаков, которое по нашим расчетам составляет в среднем 2,0 ГДж/т шлака, является несомненным преимуществом применения их в металлургическом производстве.

Эффективность рафинирования стали исследовали при десульфурации конвертерной стали 10Г2ФБ, предназначенной для газопроводных труб большого диаметра. Обычно эффективность десульфурации металла при рафинировании обработкой добавочными материалами связывают с кислородными потенциалами металлической и шлаковой фаз, формированием основных шлаков и характеризуют термодинамическим или фактическим коэффициентом распределения серы между фазами L_s и сульфидной ёмкостью шлака C_s , связанных между собой известной зависимостью:

$$L_s = \frac{(S)}{[S]} = \frac{C_s}{a_{[O]}} \quad (1)$$

где (S), [S] и $a_{[O]}$ – содержание серы в шлаке, в металле и активность кислорода в металле, соответственно.

Для реакций обменного типа, учитывая, что активность серы в шлаке $\alpha_{(S^{2-})}$ по определению $\alpha_{(S^{2-})} = f_{S^{2-}} \cdot (s)$, где $f_{S^{2-}}$ – коэффициент активности серы в шлаковой фазе, получаем выражение для константы равновесия реакций K_s :

$$K_s = \frac{f_{S^{2-}}^2 \cdot (S)^2}{a_{(O^{2-})}^2} \cdot \frac{P_{\{O_2\}}}{P_{\{S_2\}}}, \quad (2)$$

где $P_{\{O_2\}}$ и $P_{\{S_2\}}$ – парциальные давления кислорода и серы в газовой фазе.

Из определения сульфидной ёмкости шлака C_s с учетом уравнения (2) получаем:

$$C_s = \frac{\sqrt{K_s} \cdot (\alpha_{O^{2-}})}{f_{S^{2-}}} \quad (3)$$

Для стали 10Г2ФБ, выплавленной с применением для рафинирования активных шлаковых расплавов, получено, что с увеличением C_s от 0,01 до 0,05 величина L_s увеличивается с 30 до 42.

Литература:

1. Патон Б.Е. Мировые тенденции развития сталеплавильного производства в XXI веке // Труды Международной конф. «Черная металлургия России и стран СНГ в XXI веке». – М.: Металлургия, 1994. – Т. 2. – С.160...165.
2. Бигеев А.М. Металлургия стали. – М.: Металлургия, 1988. – 450 с.
3. Меджибожский М.Я. Основы термодинамики и кинетики сталеплавильных процессов. – К. – Донецк: Вища школа, 1986. – 280 с.

Нейма О.В.

(ФТІМС НАН України, м. Київ)

ВИКОРИСТАННЯ ПІНОПОЛІСТИРОЛОВИХ МОДЕЛЕЙ, ЩО РОЗЧИНЮЮТЬСЯ, ЯК СПОСІБ ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ВИЛИВКІВ

E-mail: teleportik123@ukr.net

Альтернативою загальноприйнятим на підприємствах енергетичної галузі способам виготовлення литих лопаток газотурбінних двигунів (ГТД) у формах за моделями, що ви-топлюються, є можливість отримання габаритних виливків підвищеної чистоти поверхні литтям в оболонкові керамічні форми, які виготовлені за пінополістироловими (ППС) розчинними моделями.

Метою представленої роботи та технологічними задачами, які потрібно вирішувати, і є вдосконалення процесу отримання складно-профільних виливків енергетичних агрегатів в багатшарові оболонкові форми за ППС моделями, що розчинюються.

Для видалення моделей з різного за щільністю та міцністю ППС із порожнини багатшарової форми у ФТІМС НАНУ були підібрані розчинники, які дозволили максимально перевести пінополістиролову модель в рідку і гелеподібну фази. Під час вибору розчинника були враховані наступні характеристики: границя допустимих концентрацій (ГДК), швидкість випаровування, економічна та практична доступність, можливість повторного використання продуктів розчинення. Для визначення термо-кінетичних характеристик процесу розчинення були вибрані три розчинники – живичний скипидар (ГОСТ 1571-82), технічний скипидар (ТУ 13-0279856-74 - 87) і №646 (ТУ У 24.3-00904996-004-2004), які мали відносно високі показники ГДК.

Як об'єкти дослідження була використана серія зразків трьох типорозмірів, які імітували моделі лопаток об'ємами 35 см³, 70 см³ та 105 см³. Зразки виготовляли з двох типів пінополістиролу: звичайного блочного білого марки ПСБ-25 (EPS-EN13163) за ДСТУ Б EN 13163-2013 щільністю 25 кг/м³ та значно більш міцнішого екструдованого пінополістиролу марки 4000 CS (XPS СТО 72746455-3.3.1–2012) щільністю 35 кг/м³. Застосування екструдованого ППС є перспективним для моделей габаритних лопаток та лопаток з розвинуеною системою каналів охолодження, оскільки до них висуваються підвищені вимоги по міцності та чистоті поверхні.

Згідно розробленої автором методики, в експериментальну установку-контейнер з прозорими стінками зразки моделей розміщували щільно прилягаючими до стінок ємності, імітуючи «замкнутість» моделі в формі. Витратний коефіцієнт розчинника вибирали за попередніми дослідами, і він становив 1/3 об'єму розчинника до 1 об'єму моделі. Для кожного зразка використовували свіжу порцію розчинника при температурі 20...30 °С та фіксували час його повного розчинення. Графічний аналіз частини результатів з комплексу досліджень наведений на рис. 1.

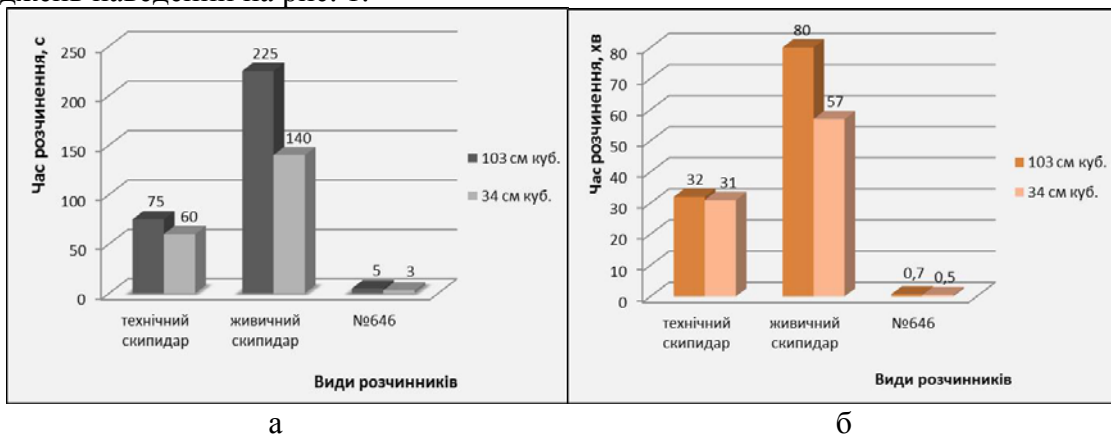


Рис. 1. Залежність часу розчинення ППС різних типів від видів розчинника: а – блочний ППС, ρ = 25 кг/м³; б – екструдований ППС, ρ = 35 кг/м³

Отримані результати (рис. 1) показали можливість повного переведення матеріалу ППС обох типів у рідку або гелеподібну фазу з подальшим вимиванням продуктів деструкції (розчинення) ППС з порожнини за технологічно прийнятний проміжок часу та можливість суттєвого прискорення процесу розчинення при підвищенні температури розчинника.

Отримані при проведенні лабораторних досліджень термо-кінетичні залежності процесу розчинення ППС використані для подальшого вдосконалення технологічного процесу отримання виливків підвищеного класу точності в умовах виробництва.

Нестерук Е.П., Бубликов В.Б., Медведь С.Н.

(ФТИМС НАН України, г. Київ)

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ ВНУТРИФОРМЕННОГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ НА МЕХАНИЗМ И КИНЕТИКУ РАСТВОРЕНИЯ ФЕРРОСИЛИЦИЙ-МАГНИЕВОЙ ЛИГАТУРЫ ФСМг6

На сегодняшний день существует потребность машиностроения в отливках из высокопрочного чугуна повышенного качества. Рационально производить мелкое и среднее литье на автоматических линиях. Оптимизация параметров процесса модифицирования в проточных реакторах, расположенных в литниковой системе, способна обеспечить повышение качества отливок из высокопрочного чугуна.

Было изучено влияние комплекса технологических факторов на переход магния из ферросилиций-магниево-й лигатуры в металл отливок при внутриформенном модифицировании. Исследовали влияние температуры заливаемого чугуна, фракции модификатора, расхода модификатора и коэффициента заполнения реактора модификатором на содержание магния в отливках. Возможность интенсификации процессов за счет повышения температуры расплава или концентрации магния в ферросилиций-магниево-й лигатуре ограничена по причине снижения степени перехода магния в чугун. Интенсифицировать гидродинамические процессы позволяет применение центробежных реакторов. В центробежных реакторах частицы ферросилиций-магниево-й лигатуры с плотностью в два раза меньше плотности жидкого чугуна сепарируются в центральной части реактора вдоль оси вращения. Интенсивное перемешивание твердой фазы способствует выравниванию температуры и концентраций в объеме реактора, ускоряет ход теплообменных процессов и повышает эффективность модифицирования. В таких условиях реализуется кинетический режим, обеспечивающий при модифицировании в литейной форме заполнение отливок расплавом с наиболее высокой концентрацией магния и других химических элементов, что повышает стабильность технологии получения высокопрочного чугуна. По сравнению с прямоточным, модифицирование в центробежных реакторах позволяет увеличить заполнение объема реактора твердой фазой с 50 до 70...75% и повысить степень перехода магния из лигатуры в металл отливок более чем на 30%, что обеспечивает увеличение выхода годного литья, снижение расхода дорогой лигатуры, оптимизацию структурообразования и повышение свойств литых изделий из высокопрочного чугуна. Оптимальный расход магниево-й лигатуры следует выбирать таким образом, чтобы его растворение завершилось к моменту, когда расплавом заполняется 70...80% объема формы. Экспериментально подтверждена необходимость стабилизации температуры заливки форм в весьма узком диапазоне (20...30 °С). Показано, что влияние температуры заливки на структурообразование и механические свойства отливок из высокопрочного чугуна проявляется главным образом через влияние ее на кинетику растворения модификатора в проточном реакторе. В условиях обеспечения оптимального режима растворения магниево-й лигатуры нижний предел температуры заливки необходимо установить, исходя из условий гарантированной заполняемости форм (без образования спаев и недоливов), а верхний ограничить величиной (+30 °С) с целью получения минимальной усадки высокопрочного чугуна, что имеет большое значение для получения отливок без усадочных дефектов. Исследования

показали, что наиболее высокое усвоение магния из лигатуры наблюдалось при фракции от 1 до 10 мм. Содержание магния в отливках составляло 0,040...0,063%. Создание в реакторе режима центробежного движения активизирует размыв засыпки ферросилиций-магниевого лигатуры, ускоряя ход тепломассообменных процессов, что позволяет применять расширенные по гранулометрическому составу полидисперсные фракции 1...10 и 1...15 мм, в отличие от широко применяемой для внутриформенного модифицирования фракции 1...5 мм, снизит затраты на дробление и отсеивание лигатуры и уменьшит количество отходов в виде образующейся при дроблении пылевидной фракции с размером частиц менее 1 мм.

Павлюк Д.В., Павлюк Я.О.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

**МЕТОДИКА НЕРУЙНЛИВОГО БАГАТОКРАТНОГО ЛАЗЕРНОГО
ОПРОМІНЕННЯ ТОНКИХ МЕТАЛЕВИХ ПЛІВОК НА СКЛЯНІЙ ПІДКЛАДЦІ**

E-mail: janusichkaa@mail.ru

Однією з переваг поверхневої лазерної обробки матеріалів є можливість одержання локальних областей із заданими властивостями, в тому числі електричними. Як об'єкт дослідження була обрана тонка плівка Cr, яка застосовується в приладобудуванні та мікроелектроніці.

Нанесення плівки хрому на скляну підкладку здійснювали з використанням методу електронно-променевого напилення. Товщина шару хрому складала 400 нм. Обробка здійснювалась багаторазовим імпульсним лазерним опромінюванням плівки Cr на скляній підкладці. Для формування топології плівкових елементів був застосований метод масок (рис. 1).

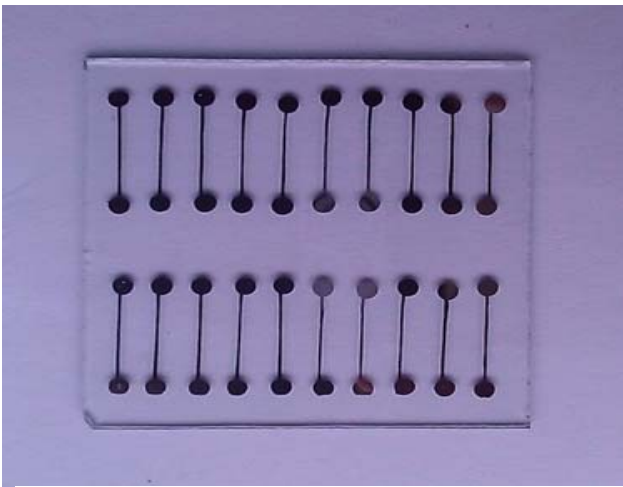


Рис. 1. Плівкові елементи Cr на склі, нанесені методом вакуумного напилення

Інтегральний рівень енергії випромінювання виміряний калориметричним методом і складає $E_n = 1,68$ Дж. Для оптичної схеми експериментальної установки було проведено розрахунок енергії, яка потрапляє на зразок, з урахуванням втрат на розсіювання та відбиття в оптичних елементах.

Дослідження зміни електроопору від кількості разів опромінювання показали, що опір збільшився від $\rho_0 = 509$ Ом в початковому стані (після напилення плівки) до значення $\rho = 700$ Ом, після досягнення якого залишається майже незмінним. Такі результати відповідають густині потужності лазерного пучка $W_{\rho_0} = 1,7 \cdot 10^4$ Вт/см².

Оскільки імпульсна обробка відбувалась на повітрі (в окислювальному середовищі), то імовірно відбулися процеси окислення і рекристалізації. Збільшення опору в нашому випадку свідчить про переважання окислювальних процесів.

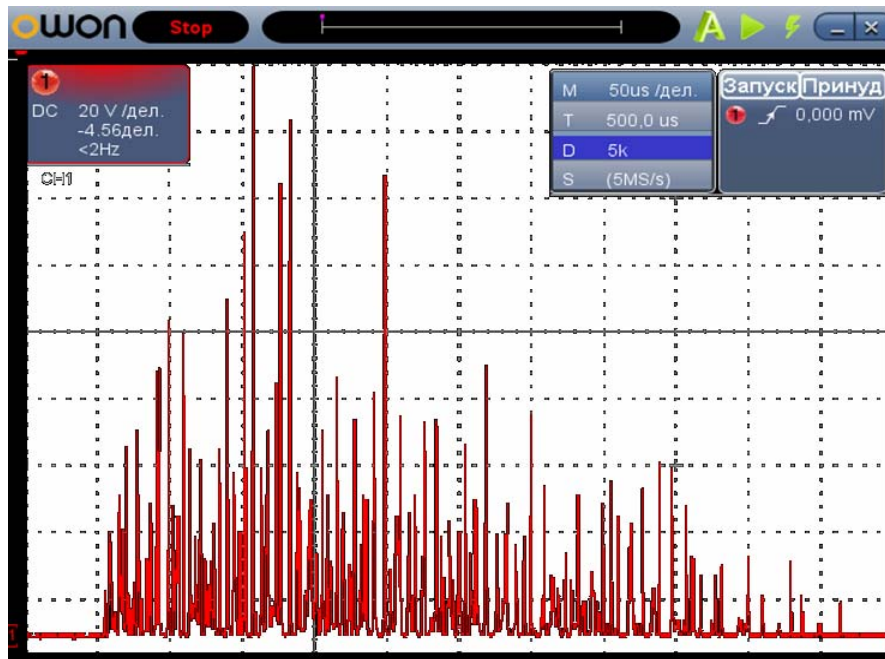


Рис. 1. Візуалізація імпульсу вільної генерації програмним забезпеченням OWON

Павлюк Я.О., Павлюк Д.В.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСУ ЛОКАЛЬНОГО РОЗПЛАВЛЕННЯ МЕТАЛУ ДЛЯ ПЕРСПЕКТИВИ ОТРИМАННЯ АМОРФНОГО СТАНУ НА ПОВЕРХНІ

E-mail: janusichkaa@mail.ru

Використання металів в аморфному стані досить розповсюджене, оскільки таким матеріалам притаманний ряд унікальних властивостей, обумовлених їх структурою. Перспектива отримання локальних приповерхневих аморфних областей досліджувалась моделюванням процесу обробки тонкої металевої плівки поодиноким імпульсом лазера в режимі модульованої добротності.

Як зазначено в [1], зменшення області опромінювання (r_0) до величини $r_0 < r_r$ (де r_r – деяке граничне значення, яке залежить від тривалості імпульсу) призводить до сильного бічного тепловідводу в плівку. Тому в моделі для зменшення діаметру лазерного пучка застосована умовна апертурна діафрагма. На бічних гранях розрахункової комірки зразка Au діяли періодичні умови Борна – Кармана, нижні шари плівки нерухомо закріплені. Такі параметри передбачали високошвидкісне охолодження плівки на підкладці в радіальному напрямі, достатнє для запобігання кристалізації розплавленої області по закінченні дії імпульсу.

Моделювання здійснювали в програмі XMD з використанням методу зануреного атома [2]. Щоб параметри моделювання відповідали натурному експерименту, обрана температура поверхні опромінюваної області $T_{пов} = 0,9T_{пл}$ для Au. Розрахунок розподілів об'ємної густини, потужності та температури по глибині в області впливу електромагнітної хвилі проводився, виходячи з закону Бугера – Ламберта – Бера:

$$\psi(z) = \exp(-\mu z) = \exp(-z/z_{ef}) \quad (1)$$

де z – змінна координата по глибині речовини;

μ – показник поглинання речовини [cm^{-1}];

$z_{ef} = 1/\mu$.

Для зручності моделювання провели апроксимацію температурного розподілу прямикутниками.

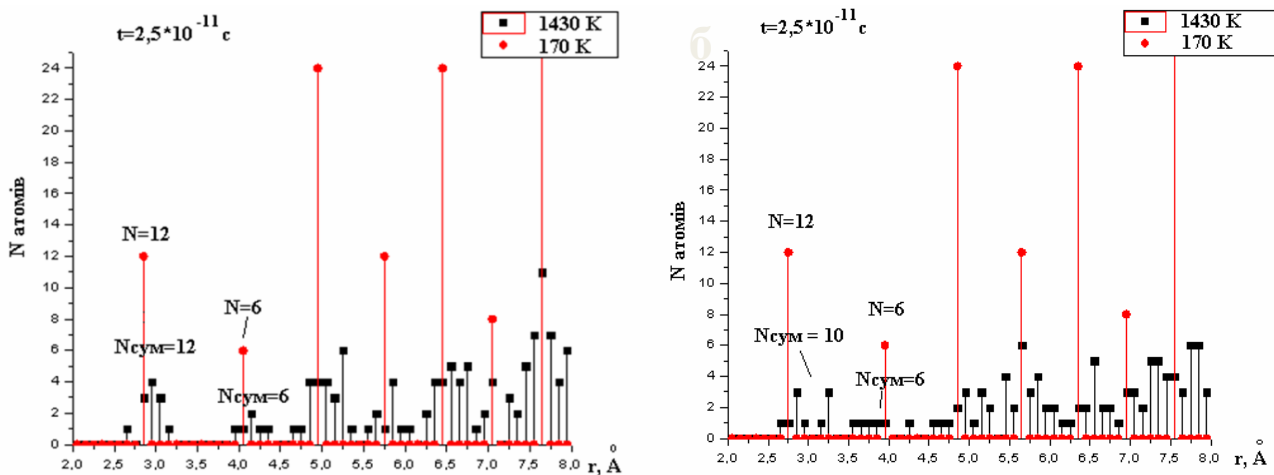


Рис 1. Функція радіального розподілу атомів для Au в приповерхневій зоні, зміщеній від центру області випромінювання на 10 \AA (а); в приповерхневій зоні по центру області випромінювання (б)

З отриманих в результаті програмного розрахунку координат атомів побудовані функції радіального розподілу атомів (ФРРА) для різних областей зразка (рис. 1).

Як видно з рис. 1, а, розподіл кількості атомів по координаційним сферам в вихідному стані (170 К) відповідає кристалічній структурі ГЦК решітки. Після впливу опромінювання тривалістю $\frac{1}{4}$ імпульсу спостерігається порушення періодичності. Виходячи з неповної кількості атомів у першій координаційній сфері деяких областей (рис. 1, б), можна допустити утворення таких дефектів, як вакансії.

Загалом, ФРРА демонструє відсутність далекого порядку при збереженні ближнього. Така структура подібна до структури розплаву, а отже і до аморфної структури. Тобто, забезпечивши необхідні для швидкого охолодження умови, є перспектива отримати матеріал з локальними аморфними ділянками на поверхні.

Література:

1. Вейко В.П. Лазерная обработка пленочных элементов / В.П. Вейко. – Л.: Гр. ЛИТМО, 1980. – С.14.
2. Johnson R.A. Analytic nearest-neighbor model for fcc metals / R.A. Johnson // Phys. Rev B, 1988. – V. 37 (8). – P. 3924...3931.

Панченко А.Н., Сусло Н.В.

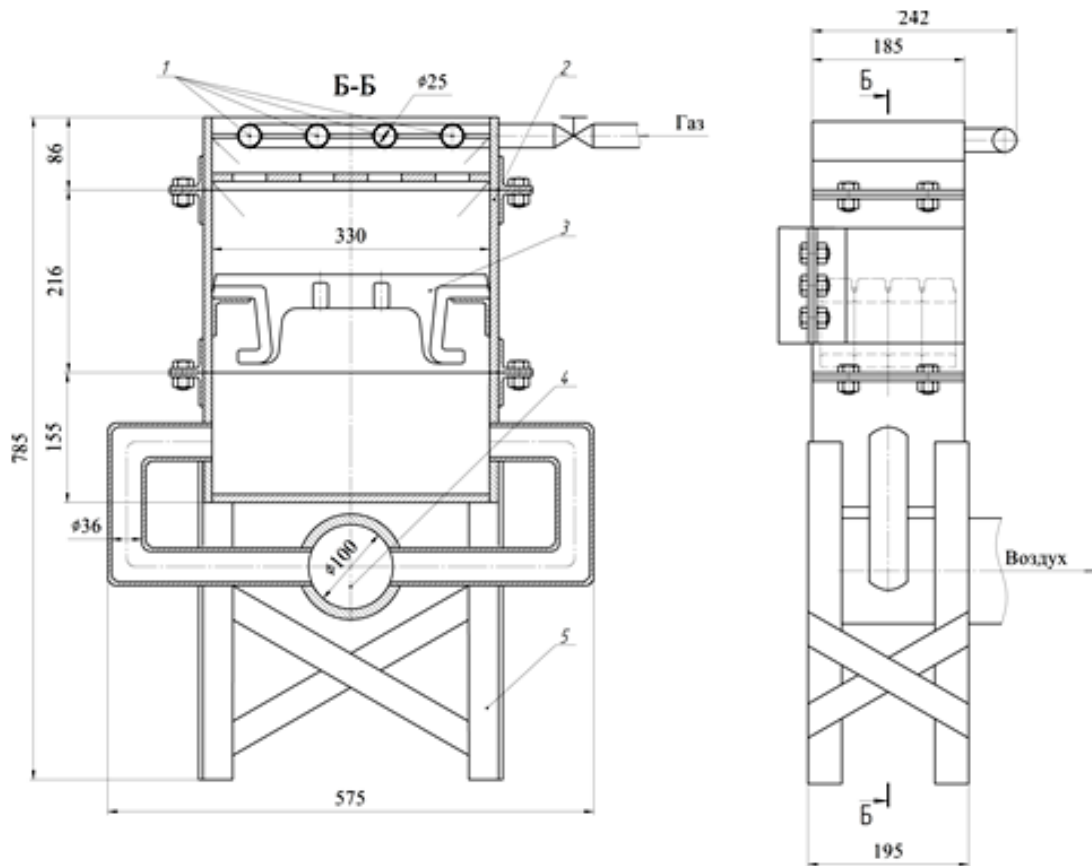
(КМИ ДВНЗ «КНУ», г. Кривий Ріг)

ИССЛЕДОВАНИЯ СТОЙКОСТИ КОЛОСНИКОВ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ В УСЛОВИЯХ ОБЖИГА ОКАТЫШЕЙ

E-mail: anechek@inbox.ru

Стойкость колосников обжиговых машин является одной из важнейших характеристик процесса обжига окатышей, поскольку непосредственно влияет на технологический процесс производства и себестоимость обжигаемого сырья.

Исследования стойкости колосников в условиях обжига окатышей проводились на лабораторной установке, схема которой приведена на рис. 1.



1 – горелка; 2 – корпус; 3 – колосник; 4 – вентилятор; 5 – подставка

Рис. 1. Экспериментальная лабораторная установка для определения сравнительной стойкости колосников из сталей 40X24H12CЛ, 75X28H2CЛ, 100X25ТЛ и 30X14Г8АЮ2ТЛ при обжиге окатышей

Установка состоит из горелки 1, корпуса 2, в корпусе предусмотрены крепления для установки на них колосников 3, подставки 4 и вентилятора 5, осуществляющего подсос отходящих газов. На опорные крепления установки устанавливали 4 колосника, выплавленных из различных сталей марок 40X24H12CЛ, 75X28H2CЛ, 100X25ТЛ и 30X14Г8АЮ2Л. На колосники помещались обжигаемые окатыши.

Стойкость колосников определялась по изменению массы колосника до и после испытаний на электронных весах. Исследования проводились в температурном режиме: температура пламени – 1150 °С; температура на поверхности колосников – 900 °С; температура отходящих газов – 450 °С.

В качестве топлива использовалась газовая смесь пропан + сжатый воздух. Этот температурный режим близок к температурному режиму обжига железорудных офлюсованных окатышей.

Минералогический состав окатышей приведен в табл. 1.

Таблица 1 – Минералогический состав окатышей, применяемых при моделировании процесса обжига окатышей

Fe _{общ}	SiO ₂	MgO	CaO	Al ₂ O ₃	Na ₂ O	K ₂ O	TiO ₂	S	(CaO/SiO ₂)
61,4	7,88	0,85	3,09	0,45	0,1	0,1	0,03	0,08	0,4

Эксперимент проводился 180 дней, 6 циклов в день, что составило, в общей сложности, 1080 циклов обжиговой машины в реальном времени по схеме: 15 мин. нагрев до температуры 900 °С, 17 мин. выдержка при этой температуре, 30 мин. охлаждение до тем-

пературы 60 °С. Перед экспериментом подготовленные и маркированные колосники взвешивались.

После эксперимента определялась потеря массы колосника его взвешиванием после удаления с поверхности окалины. Масса колосника из стали 40X24H12CЛ уменьшилась на 12,46%, стали 75X28H2CЛ на 15,91%, 100X25TЛ на 17,76%, 30X14Г8Ю2Л на 9,35%. Полученные результаты подтверждают теоретические данные о повышении жаростойкости экономнолегированной стали 30X14Г8Ю2Л, микролегированной азотом и титаном.

Парусов Э.В., Сагура Л.В.

(ИЧМ НАН Украины, г. Днепрпетровск)

**НОВАЯ ЭНЕРГО- И РЕСУРСОБЕРЕГАЮЩАЯ ТЕХНОЛОГИЯ
ПРОИЗВОДСТВА ВЫСОКОПРОЧНЫХ КАНАТОВ**

E-mail: slv_metal@mail.ru

Для повышения энерго- и ресурсосбережения в условиях ОАО «Молдавский металлургический завод» была разработана новая технология производства высокоуглеродистой катанки, не содержащей добавок хрома и/или ванадия и не требующей патентирования на метизном переделе. С использованием специально разработанной технологии были выпущены опытно-промышленные партии катанки диаметрами 8,0; 10,0 и 11,0 мм из стали марки 85-1 (ТУ У 27.1-4-519-2002). Для данной катанки, произведенной по разработанной технологии, могут быть получены такие же структура (дисперсность перлита) (рис. 1) и механические свойства проволоки (табл. 1), как и для катанки стали С82D2, микролегированной ванадием.

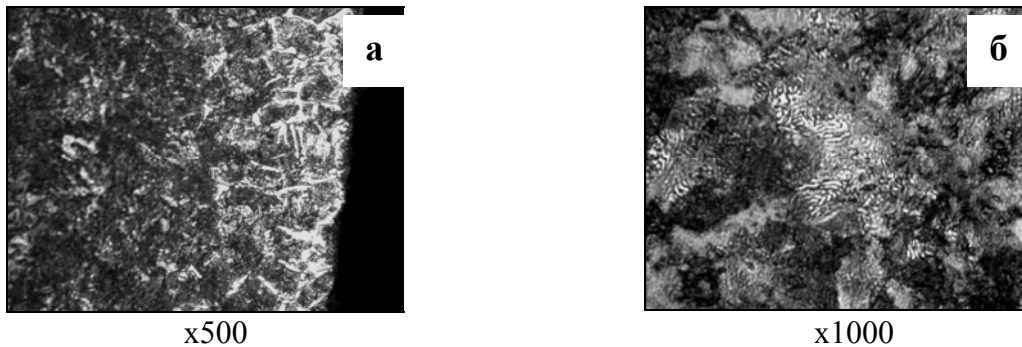


Рис. 1. Микроструктура катанки диаметром 11 мм: а – поверхность, б – центральная зона

Таблица 1 – Свойства проволоки из катанки номинальным диаметром 8,0; 10,0 и 11,0 мм

Номинальный диаметр катанки, мм	Диаметр проволоки*, мм	Временное сопротивление разрыву**, Н/мм ²
8,0	3,05 (3,20)	<u>2030...2160</u> 2090
10,0	4,10 (4,25)	<u>1890...2130</u> 2040
11,0	5,0 (5,25)	<u>1940...2020</u> 1980

Примечания к табл. 1:

*Без скобок указаны диаметры периферийных проволок, в скобках – центральных;

**В числителе представлены минимальное и максимальное значения, в знаменателе – среднее.

Из-за малой глубины обезуглероженного слоя ($\leq 0,5\%$) произведенная по новой технологии катанка более чувствительна к образованию мартенсита деформации на поверхности при хранении и транспортировке, что требует соблюдения мер предосторожности, предусмотренных DIN EN ISO 16120-1:2011.

Переработка на Харцызском филиале ЧАО «ПО «Стальканат-Силур» завод «Силур» катанки прямым волочением (без предварительного патентирования) показала удовлетворительную технологичность и соответствие временного сопротивления проволоки нормам технологической инструкции ТИ 285-МТ-ПР-109-2010.

Стабилизированные высокопрочные арматурные канаты диаметром 9,3; 12,5 и 15,2 мм из катанки стали 85-1, которую изготавливали по новой технологии, соответствуют требованиям EN 10138-3:2005.

Механические свойства высокопрочных стабилизированных арматурных канатов представлены в табл. 2.

Таблица 2 – Механические свойства арматурных канатов из стали марки 85-1

Диаметр катанки, мм	Диаметр каната, мм	Группа прочности, Н/мм ²	Разрывное усилие F _m , кН	Временное сопротивление, Н/мм ²	Усилие при условном пределе текучести F _{р0,1} , кН	Полное относительное удлинение перед разрывом, %
8	9,3	1860	<u>102,1...102,9</u> 102,6	<u>1968...1979</u> 1972	<u>87,4...89,4</u> 88,6	<u>5,3...7,1</u> 6,2
10	12,5	1860	<u>178,7...181,6</u> 180,4	<u>1922...1953</u> 1940	<u>150,5...160,5</u> 153,7	<u>6,3...7,1</u> 6,7
11	15,2	1770	<u>254,2...257,5</u> 256,6	<u>1829...1852,6</u> 1845,8	<u>211,8...215,8</u> 214,4	<u>6,1...6,7</u> 6,5

Примечание к табл. 2: В числителе представлены минимальное и максимальное значения, в знаменателе – средние.

Погрелюк І.М.¹, Шейкін С.Є.², Лаврись С.М.¹, Ростоцький І.Ю.², Сергач Д.А.²

¹ФМІ НАН України, м. Львів; ²ІНМ НАН України, м. Київ

ПІДВИЩЕННЯ ЗНОСОСТІЙКОСТІ СПЛАВУ ВТ22 КОМБІНОВАНОЮ ОБРОБКОЮ

E-mail: pohrelyuk@ipm.lviv.ua

Низька гідравлічна щільність через високу пористість, вірогідність локального відшарування внаслідок недостатньої адгезії до матеріалу основи при використанні гальванічних покриттів хрому та нікелю для поверхневого зміцнення робочих поверхонь циліндрів гідросистем літальних апаратів не забезпечують надійного їх ресурсу і довговічності. Тому створення надійних зносотривких покриттів на внутрішніх та зовнішніх поверхнях деталей гідроциліндрів із сплаву ВТ22 залишається однією з актуальних проблем авіаційної промисловості.

Проведено триботехнічні випробування сплаву ВТ22 після попереднього холодного пластичного деформування (ХППД) (обкочування) та наступного азотування, суміщеного зі штатною термічною обробкою сплаву в парі з бронзою БрАЖН 10-4-4. Машина тертя СМЦ-2. Навантаження 0,4 МПа. Мастило – гідрорідина АМГ-10.

Попереднє ХППД здійснювали за навантаження 200 і 600 Н у три проходи. Після цього зразки сплаву азотували за режимом 1, подаючи азот в камеру на першому та другому ступені

штатної термічної обробки сплаву (820 °С, 1 год + 750 °С, 3 год), та за режимом 2, коли азот подавали в камеру лише на другому ступені термічної обробки: 750 °С, 3 год.

Наступне азотування суттєво впливає на зносостійкість поверхнево зміцненого ХППД (200 Н, 3 проходи) титанового диску. Зміна маси диску зменшується на 1-2 порядки залежно від режиму азотування. Відповідно втрати маси колодки зменшуються до 4 разів, коли азотують за режимом 1, і більше, ніж на порядок, коли азотують за режимом 2. При цьому, значні втрати маси титанового диску пов'язані не лише зі зносом поверхневих шарів сплаву, але й намащуванням бронзи на титанову поверхню. Про це свідчать результати мікрорентгеноспектрального аналізу поверхні тертя диску, фіксуючи мідь.

Позитивний вплив азотування на зносостійкість поверхнево зміцненого ХППД титанового диску підтверджується якістю третьових поверхонь. Шорсткість поверхні контргіла – бронзи – після обкочування зростає на 3,0 мкм, погіршуючи якість поверхні на клас. Наступне азотування зменшує R_a більш, як вдвічі, забезпечуючи поверхні після азотування за режимом 1 квалітет чистоти на клас вищий, ніж вихідний.

Наступне азотування зменшує коефіцієнт тертя f трибопарі майже в два рази, незалежно від його режиму. Причому після азотування за режимом 2 коефіцієнт тертя нижчий (0,28 проти 0,24). Зниження коефіцієнту f в процесі тертя після азотування обкоченого диску сплаву ВТ22 відчутніше, ніж диску без азотування.

Дані коефіцієнта тертя f відповідають температурному полю в зоні тертя. Для зразків після обкочення температура в зоні тертя встановлюється близько 40 °С. У випадку диску, азотуваного за режимом 1, температура в зоні тертя становить 30 °С, за режимом 2 – не перевищує 27 °С.

Аналогічні процеси спостерігаємо у трибопарі поверхнево зміцнений сплав ВТ22 – бронза БрАЖН 10-4-4, коли накочування проводили за навантаження 600 Н у три проходи. Закономірності зміни маси як диску, так і колодки залежно від режиму та схеми оброблення зберігаються, хоча абсолютні їх величини є дещо вищими. Якість третьових поверхонь як диску, так і бронзової колодки після випробування вища, коли диски підлягають не лише обкоченню, але й наступному азотуванню. Порівняно з попередньою схемою комбінованого оброблення, якість поверхні після азотування покращується на два класи, незалежно від його режиму.

Коефіцієнт тертя в трибопарі, де диски після ХППД не азотували, становить 0,44. Наступне азотування за режимом 1 збільшує f до 0,53, а за режимом 2 – сприяє його відчутному зменшенню (до 0,16), наближаючи до регламенту технічного завдання ($f \leq 0,15$).

Поляков І.А., Чернега С.М., Букар Ю.О.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

ДИFUZІЙНІ БОРИДНІ ПОКРИТТЯ, ОТРИМАНІ ПРИ НАКЛАДАННІ ЗОВНІШНЬОГО МАГНІТНОГО ПОЛЯ

E-mail: polykov_igor@mail.ru; smchernega@mail.ru

У сучасній промисловості при вирішенні проблеми підвищення експлуатаційних властивостей деталей машин, штамсів та інструменту великого значення набувають розроблення та впровадження нових технологічних процесів з нанесення захисних зносостійких покриттів.

Показати закономірності формування боридних шарів на сталях в умовах дії зовнішнього магнітного поля при комплексному насиченні за участі бору та мідномістких сполук.

В даній роботі досліджено структуру і фазовий склад боридних покриттів, отриманих після комплексного насичення низьковуглецевих сталей бором та міддю із застосуванням зовнішнього магнітного поля (ЗМП). Даний метод нанесення боридних покриттів дозволяє 1,5...2 рази зменшити тривалість насичення деталей та отримати покриття з високою твердістю, зносостійкістю, корозійною стійкістю. При застосуванні ЗМП змінюється морфологія боридних шарів, гольчастість зерен різко зменшується, зникають окремо

пророслі в матрицю зерна боридів. Гольчасті зерна боридних фаз щільно прилягають одне до одного та формується суцільний, однорідний боридний шар, товщина якого в 2 рази вища, ніж при боруванні без ЗМП (рис. 1).

Встановлено, що після дифузійного насичення в борувальній суміші протягом 4 годин без ЗМП отримуємо покриття, товщина яких складає 150 мкм, тоді як при накладанні ЗМП формуються покриття товщиною 200 мкм за 2 години; при боромідненні протягом 4 годин без ЗМП – 175 мкм, тоді як при боромідненні в умовах дії ЗМП за 2 години дифузійного насичення виростають боридні фази товщиною 230 мкм (рис. 2).

Дифрактограми, зняті з поверхні боридних покриттів на сталі 20 після борування без ЗМП, показали, що в поверхневому шарі до 15 мкм формується фаза FeB, а при боромідненні – фази FeB і Cu.

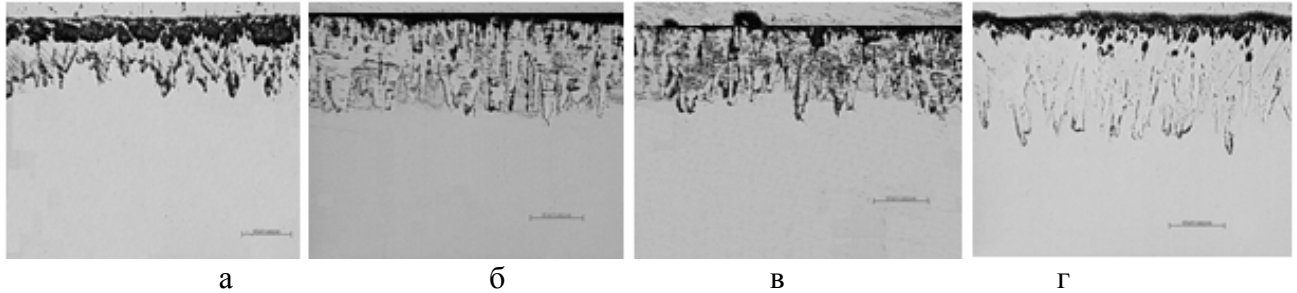


Рис. 1. Мікроструктури комплексних боридних покриттів на сталі 20, отриманих в різних фізико-хімічних умовах: а – борування, тривалість насичення 4 год, x100; б – борування в ЗМП, 2 год, x100; в – бороміднення, 4 год, x100; г – бороміднення в ЗМП, 2 год, x100

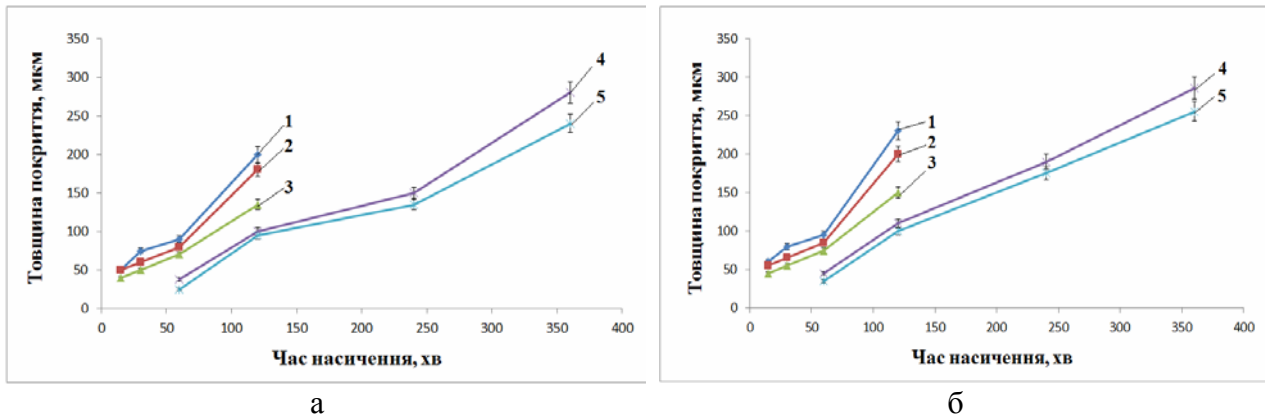


Рис. 2. Кінетичні криві росту боридних покриттів, отриманих після:
 а – борування, де 1 – борування + магнітне поле, сталь 20; 2 – борування + магнітне поле, сталь 45; 3 – борування + магнітне поле, сталь У10; 4 – борування без магнітного поля, сталь 20; 5 – борування без магнітного поля, сталь У10;
 б – комплексного насичення бором та міддю, де 1 – бороміднення + магнітне поле, сталь 20; 2 – бороміднення + магнітне поле, сталь 45; 3 – бороміднення + магнітне поле, сталь У10; 4 – бороміднення без магнітного поля, сталь 20; 5 – бороміднення без магнітного поля, сталь У10

При застосуванні ЗМП в боридних шарах спостерігається зменшення об'єму фази FeB, і на дифрактограмах поверхневих шарів боридних покриттів фіксується наявність фаз FeB та Fe₂B, а після бороміднення – фази FeB, Fe₂B та Cu.

Порохня С.В.

(ДГМА, г. Краматорск)

УСОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ГИДРОМОНИТОРА ГИДРОКАМЕРЫ ОЧИСТКИ ЛИТЬЯ

E-mail: ya.ergey@yandex.ua

Для получения чистой поверхности отливки без засоров и остатков формовочной смеси производится ее очистка в гидрокамерах. Главной технической характеристикой гидромонитора является давление струи воды, зависящее от геометрических особенностей отливок и, главным образом, от прочности разбиваемой и смываемой смеси.

Целью работы является – усовершенствование гидромонитора гидрокамеры очистки литья. Проанализировав конфигурацию отливок и составы смесей, в которых они изготовлялись, а также их прочность, пришли к выводу, что максимальная прочность смеси достигается при литье в формы с использованием пластичных самотвердеющих смесей и ХТС. Известно, что удаление смеси и пригара зависит от силы удара струи воды. Разбить смесь возможно лишь в том случае, если прочность смеси $\sigma_{см}$, меньше силы удара струи $F_{ст}$:

$$F_{ст} = \left(\frac{40,7}{\frac{l}{d} + 30} \right) P, \quad (1)$$

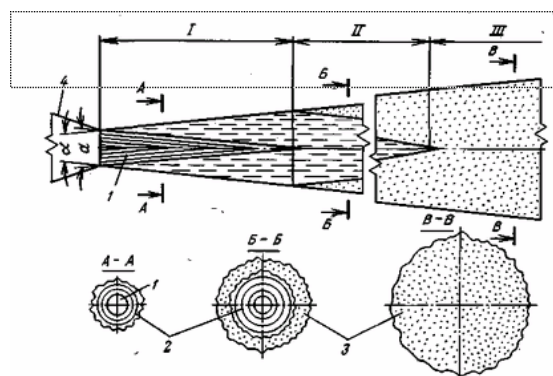
где $F_{ст}$ – сила удара струи;

l – расстояние до отливки;

d – диаметр выходного отверстия в сопле;

P – давление воды.

Сопло в гидромониторе обеспечивает направленное движение воды с определенной скоростью. У струи гидромонитора на начальном участке от него наблюдается стекловидная поверхность, на которой образуются капиллярные волны с возрастающей (по мере удаления от гидромонитора) амплитудой. Далее плотность струи нарушается, и от нее отрываются отдельные капли. В центре струи находится плотная часть, называемая ядром (рис. 1), площадь сечения которого уменьшается с удалением от насадки до нуля. За пределами начального участка струя состоит из отдельных капель и струек с пузырьками воздуха.



1 – ядро; 2 – смесь капель и струй с воздухом; 3 – поток капель в воздухе; 4 – насадка гидромонитора

Рис. 1. Структурная схема гидромониторной струи:

I – начальный участок струи; II – основной участок; III – участок распада струи

Это основной участок, в конце которого струя сильно насыщена воздухом. Следующий участок полета струи – это участок распада, где под действием силы трения на

поверхності струи образується турбулентний пограничний слой, що зростає в напрямку польоту струи. На участку розпаду струї представляє собою потік крапель в повітрі. Початковий і основний частки являються робочими частками струї. Предложено для отримання стабільної потужної струї використовувати вихревий ефект. Для цього в гідромонітор вмонтувати вихреву улітку (рис. 2).

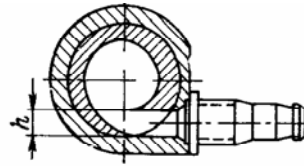


Рис. 2. Конструкція вихревої улітки

Вихрева улітка закручує потік рідини, роблячи струю стабільною, що дозволяє зберегти її форму на більшій відстані, зменшити розбризкування і дроблення в час польоту. Крім того, струя не тільки тисне на поверхню суміші, але як би вкручується в неї, що прискорює процес руйнування суміші і пригара на литвиці. Даний ефект прискорює процес очищення литвиці, що веде до зменшення витрати води, електроенергії, підвищується продуктивність праці. Таким чином, використання вихревої улітки в гідромоніторі гідрокамери дозволяє зменшити витрату води, тиск в гідросистемі, прискорити процес очищення литвиці.

Радченко К.С., Ямшинський М.М., Федоров Г.Є., Євдокименко В.О.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

ПОМ'ЯКШУВАЛЬНЕ ТЕРМІЧНЕ ОБРОБЛЕННЯ ЗНОСОСТІЙКИХ ХРОМОМАНГАНЦЕВИХ ЧАВУНІВ

Більшість виливків, виготовлених із зносостійких чавунів, для одержання готових деталей піддають механічному обробленню. Твердість високохромистих і, зокрема, хромоманганцевих чавунів, в литому стані коливається в межах 40...55 HRC. За такої твердості механічне оброблення ускладнене.

Для успішного проведення механічного оброблення необхідно правильно підбирати хімічний склад хромоманганцевого чавуну, а також оптимальний для цього складу режим пом'якшувального термічного оброблення.

Нами досліджено вплив режимів відпалу (рис. 1) на твердість та структуру шести варіантів хромоманганцевого чавуну базового складу (табл. 1).

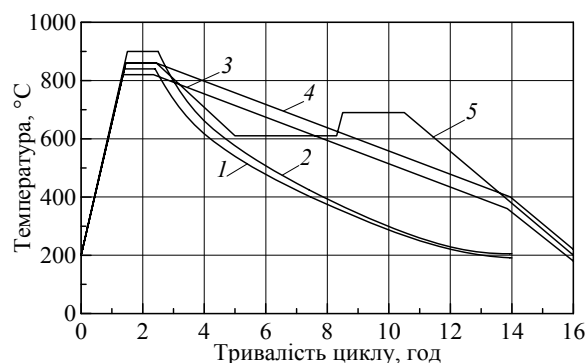


Рис. 1. Режими відпалу хромоманганцевих чавунів

Твердість литих зразків різних плавів коливалась у межах 49...56 HRC і залежала в основному від вмісту марганцю (рис. 2).

Після відпалу за режимами №1 та №2 твердість чавунів зменшувалась незначно, або навіть зростала, що негативно впливає на їх механічне оброблення. Найтехнологічнішим у даному дослідженні виявився ступінчастий відпал.

Таблиця 1 – Хімічний склад досліджених хромомарганцевих чавунів

Варіант хімічного складу	Хімічний склад, %							
	C	Si	Cr	Mn	Ti	PЗМ*	P	S
							не більше	
Склад № 1	3,0	0,6	19,6	2,5			0,05	0,05
Склад № 2	3,2	0,8	19,1	3,0			0,05	0,05
Склад № 3	3,2	0,7	19,8	3,2			0,05	0,05
Склад № 4	2,8	1,0	20,0	4,4	0,1	0,1	0,05	0,05
Склад № 5	2,9	0,9	19,2	3,9	0,1		0,05	0,05
Склад № 6**	2,9	1,0	19,1	2,7	0,2	0,2	0,05	0,05

*- за присадкою

** - додатково вміщує 0,02 % бору та 0,1 % ванадію

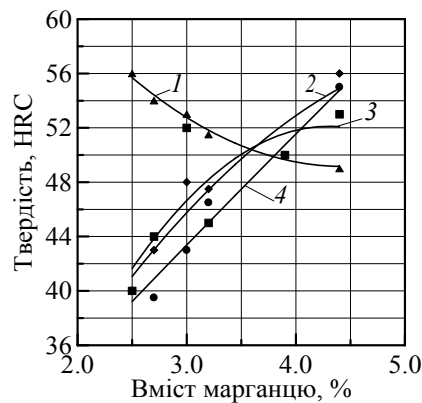


Рис. 2. Залежність твердості хромомарганцевого чавуну від вмісту марганцю: 1 – у литому стані; 2 – після відпалу за режимом № 3; 3 – після відпалу за режимом №4; 4 – після ступінчастого відпалу

Твердість зразків хромомарганцевого чавуну після ступінчастого відпалу коливалась у межах 39,5...55,0 HRC (рис. 2), причому найнижчу твердість мали зразки з найменшим вмістом марганцю (зразки складу № 1 і 6), а найвищу – з максимальним вмістом марганцю (зразок № 4). Твердість зразків чавуну різних плавок після термічного оброблення знаходиться практично в прямолінійній залежності від вмісту марганцю (рис. 2) і мало залежить від вмісту інших елементів у межах коливань хімічного складу (табл. 1). Із збільшенням кількості марганцю від 2,5 до 4,4 % твердість термооброблених зразків зростає з 39,5 до 55 HRC. За вмісту марганцю 3,9 % і вище твердість зразків після відпалу не знижувалась, а навіть зростала.

Структура зразків у литому стані складається переважно з первинних дендритів аустеніту та евтектики $\gamma + (Cr, Fe, Mn)_7C_3$. Аустеніт чавунів з мінімальним вмістом марганцю під час ступінчастого відпалу розпадається повністю на зернистий перліт (м'які продукти розпаду) різної дисперсності, що призводить до зниження твердості до 39...40 HRC (рис. 2). Високохромисті чавуни з такою твердістю уже можуть задовільно оброблятися на металорізальних верстатах.

Таким чином, ступінчастий відпал (нагрівання до 870 °С, витримування протягом 1 год, охолодження з піччю до 610 °С, витримування протягом 3 год, нагрівання до 690 °С, витримування протягом 2 год та охолодження з піччю) хромомарганцевих чавунів є перспективним режимом термічного оброблення для зниження твердості литих деталей із хромомарганцевого чавуну (зі зниженим вмістом марганцю) та подальшого проведення їх механічного оброблення.

Репета Л.П., Сиропоршнів Л.М.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ФАКТОРІВ НА ВЛАСТИВОСТІ СТРИЖНЕВИХ СУМІШЕЙ НА ОСНОВІ СМОЛИ СФП011Л ТА МЕТИЛАЦЕТАТУ

Розвиток сучасного машинобудування вимагає підвищення якості, надійності, довговічності литих деталей і одночасно масової точності, досягнення яких забезпечується екологічно безпечним ливарним процесом.

Лиття за моделями, що газифікуються, відрізняється від інших відомих способів отримання виливків наявністю моделі у формі в період її заливання. Даний вид литва широко використовується в світовій практиці виробництва точних виливків, об'єм яких перевищує 900 тис. т на рік.

Для виготовлення моделей найбільш широко використовують пінополістирол. Пінополістиролові моделі отримують автоклавним методом або методом теплового удару шляхом оброблення паром вихідних гранул.

Одним із недоліків лиття за моделями, що газифікуються, є неможливість отримання виливків із складними внутрішніми порожнинами. Тому був розроблений метод отримання порожнистих виливків за допомогою застосування піщаних стрижневих сумішей на основі смоли СФП011Л та розчинника-метилацетату, який використовується замість ацетону, що являється забороненою речовиною. Дані стрижневі суміші в меншій мірі втрачають міцність під дією гарячої пари при виготовленні комбінованих моделей, а дані по застосуванню метилацетату як розчинника відсутні.

В дослідженнях вибрані стрижневі суміші, склад яких наведений в табл. 1.

Таблиця 1 – Склад сумішей, які використовувались в дослідгах

Номер суміші	Склад суміші, %			Час перемішування, с	Міцність суміші, кг/см ² *
	пісок	СФП 011 Л	метилацетат		
1	100	2	1,5	120	1,9
2	100	3	1,5	135	3,03
3	100	4	1,5	155	6,42
4	100	6	2	238	8,02
5	100	7	2	304	12,73
6	100	8	2	310	16,41

* – температура спікання 220 °С, час спікання 10 хв.

Як показали дослідження, із збільшенням кількості смоли збільшується час перемішування. Так, найменший час перемішування спостерігається в суміші №1 з мінімальною кількістю смоли СФП011Л та метилацетату, а найбільший – в суміші №6, з 8% смоли та 2% метилацетату.

Як видно з табл. 1, під час спікання суміші при температурі 220 °С протягом 10 хв максимальну міцність має суміш з 8% смоли та 2% метилацетату, а мінімальну – суміш з 2% смоли та 1,5% метилацетату.

Досліджено вплив часу та температури спікання на міцність суміші з 7% смоли та 2% метилацетату (табл. 2, табл. 3).

Досліди з часом спікання проводились при температурі 240 °С (табл. 2), і при кожній температурі зразок спікався 10 хв (табл. 3).

Встановлено, що із збільшенням часу спікання з 5 до 12 хв міцність суміші зростає з 5,6 до 23,5 кг/см². Подальше збільшення часу спікання призводить до зменшення міцності внаслідок термодеструкції зв'язувального компонента.

Таблиця 2 – Вплив часу спікання на міцність суміші

Час спікання, хв	Міцність суміші, кг/см ²
5	5,6
7	13,3
10	22,6
12	23,5
14	20,0

Таблиця 3 – Вплив температури спікання на міцність суміші

Температура спікання, °С	Міцність суміші, кг/см ²
200	4,8
220	13,8
240	21,5
260	28
280	25,5

Показано, що оптимальна температура спікання становить 260 °С, при якій міцність суміші досягає максимального значення – 28 кг/см². Підвищення температури спікання до 280 °С призводить до зниження характеристик міцності також внаслідок термодеструкції зв'язувального компонента.

Таким чином встановлено, що метилацетат можна використовувати як розчинник для сумішей на основі смоли СФП011Л, так як забезпечуються необхідні характеристики міцності.

Савуляк В.І., Янченко О.Б., Філіпченко А.В.

(ВНТУ, м. Вінниця)

РЕСУРСОЗБЕРЕЖНА ТЕХНОЛОГІЯ ОТРИМАННЯ ВИСОКОВУГЛЕЦЕВИХ СПЛАВІВ НА ОСНОВІ ЗАЛІЗА ТИПУ ЧАВУНІВ З ДРІБНОЗЕРНИСТИМ КОМПАКТНИМ ГРАФІТОМ

E-mail: vsavulyak@mail.ru

Провідну роль, порівняно з іншими ливарними конструкційними матеріалами в машинобудуванні, зберігають високовуглецеві сплави. За даними міжнародної організації ISSIM, світове виробництво литва з високоміцного чавуну різних марок складає більше 40 млн. тонн на рік та прогнозується щорічне збільшення на 1 млн. тонн.

Проблемою в забезпеченні таких обсягів литва є дефіцит модифікаторів, їх вартість, а також висока енергоємність процесів та їх технологічна нестабільність.

Враховуючи вищенаведене, розроблена технологія отримання чавунів з дрібнозернистим компактним графітом (ЧДКГ) достатньо високої міцності із певним запасом пластичності. При цьому компактна форма графіту досягається без модифікування магнієм та іншими присадками. Технологічний процес отримання чавуну з дрібнозернистим компактним графітом має технологічно стабільну технологію виробництва з незначною чутливістю до коливань хімічного складу шихти.

Компактна форма графіту забезпечується високим співвідношенням вмісту сірки та марганцю в чавуні [S/Mn], що досягається за рахунок легування чавуну сіркою при відповідному вмісті марганцю.

Висунута гіпотеза сфероїдизувальної дії елементів з високою пружністю парів у Fe-C розплавах. Розглянуто механізм створення «сірчистих мостиків» на бахромі графітоїдних включень у цих розплавах.

Сірка вважається шкідливою домішкою в сплавах заліза, але, у визначених співвідношеннях при легуванні чавуну, вона грає позитивну роль, прокрашуючи механічні властивості металу.

За властивостями сірка – типовий металоїд, який утворює в металевих розплавах відповідні сульфідні. Згідно сучасної теорії графітизації, сірка відноситься до елементів-антиграфітизаторів, акцепторів валентних електронів у сплавах. Також потрібно врахува-

ти, що сірка в кількості до 1% відносно добре розчиняється в рідкому залізі, але дуже погано у твердих γ - та α - фазах, а також практично нерозчинна в цементиті.

Тому під час кристалізації вона випадає у вигляді сульфідів заліза та марганцю і фактично перестає впливати на термодинаміку графітизації, але на кінетику графітизації сульфіди можуть чинити сильний вплив.

Сірка, яка практично нерозчинна в цементиті, впливає на нього через активність вуглецю в системі і, таким чином, сприяє стабілізації Fe_3C .

Розміри сульфідних включень визначаються інтенсивністю охолодження металу від температур, при яких сірка знаходиться в розчині, а також від вмісту домішок, які впливають на розчинність сірки.

Проведені експериментальні роботи по дослідженню чавунів з дрібнозернистим компактним графітом та підвищеним вмістом сірки показують, що легування чавуну сіркою не тільки підвищує механічні властивості, а також істотно підвищують зносостійкість, зменшують швидкість деградації виливків.

В структурі чавуну з дрібнозернистим компактним графітом та підвищеним вмістом сірки утворюються сульфіди складного складу, які позитивно впливають на його антифрикційні властивості, крім того зменшують коефіцієнт сухого треття, підвищують швидкість припрацювання.

Розроблена технологія отримання ЧДКГ, за рахунок підвищеного вмісту поверхнево-активного елемента (сірки) в чавунах до певного рівня, дозволяє застосовувати високосірчистий український кокс при виплавленні чавуну, а також і інші недефіцитні та дешеві матеріали.

Самарай В.П., Глазова М.А., Зайцев Б.В.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

ВПЛИВ ВІБРОУЩІЛЬНЕННЯ ФОРМУВАЛЬНОЇ СУМІШІ НА ОТРИМАННЯ БЕЗДЕФЕКТНОГО ЛИТТЯ

E-mail: samaraj@ukr.net

На сьогоднішній день актуальна задача зниження браку виливків, більш як 50% якого виникає внаслідок порушення режимів формоутворення. Велика кількість дефектів, таких як: невідповідність геометрії, обвал, засмічення, пригоряння, шорсткість поверхні та ін., мають місце у сучасному литті через неправильні режими формування. Метою досліджень є оптимізація формовки на рівні автоматизованих вимірювань, повної або часткової автоматизації застосування САУ і САР.

В роботі запропоновані шляхи зниження рівня браку виливків. В основу методу закладені реологічні та технологічні властивості формувальної суміші, враховуючи максимально всі режими формоутворення, всі фактори впливу на систему в цілому. На процеси ущільнення і текучості впливають: геометрія моделі, фракційний склад піску, частота і амплітуда коливань, напрямок і час дії вібрації, маса вантажу, яким навантажують поверхню форми, загасання коливань вібрації, внутрішнє і зовнішнє тертя, коефіцієнти зчеплення, бічного тиску та реологічні властивості пісків і сумішей.

Для проведення дослідів використовуємо маленький вібростіл, отримані дані з якого фіксуються та оброблюються в комп'ютері за допомогою контролера та датчиків зчитування інформації. А також розроблена оригінальна методика вимірювання реологічних кривих і властивостей на базі приладу 04116 із застосуванням додаткових мікроконтролерів і АЦП. За допомогою деформаційної (реологічної) залежності визначаються реологічні властивості формувальної суміші: максимальне напруження зсуву, в'язкість і пружність для їх подальшого використання в програмі моделювання ущільнення формувальної суміші.

Особливо актуальні дослідження сумішей нового класу, наприклад стоматологічних, які ущільнюються вібруванням, у яких зв'язувальний компонент утворюється при взаємодії ортофосфорної кислоти з вогнетривкими матеріалами (кварц або дистен-

силіманіт та ін.) та створення сучасного обладнання для віброущільнення з одночасним комплексним використанням різноспрямованих векторів коливань для перетворення формувальної суміші на псевдорідину.

За складеною методикою проведені експерименти, в яких досліджувались 15 різних сумішей. Проведені дослідження на обсіпаємість та міцність дали змогу встановити фізико-механічні і реологічні властивості формувальних сумішей.

Реологічними випробуваннями формувальної суміші можна наочно зафіксувати деформаційно-міцнісні властивості в динаміці для кінематичного аналізу, розрахунків та контролю. Дуже перспективно спільне використання результатів деформаційно-реологічних випробувань з результатами загальноприйнятих класичних технологічних випробувань; дослідження виливків на дефектність, з візуальними кінематичними дослідженнями і результатами імітаційного моделювання.

Для нових сумішей перспективне спільне використання всіх відомих і можливих проб на дефектність виливків, а також дослідження впливу на ступінь ущільнення форми і якість виливків різних співвідношень фракційного складу піску, визначення резонансних режимів ущільнення, в тому числі управління та послідовного переміщення резонансу за обсягом форми.

Для наважки в 50 г стоматологічної формувальної суміші більш ефективною виявилася частота вібрації в 6000 Гц, ми спостерігали більш швидку відносну деформацію, тоді як для наважки в 100 г навпаки, частота вібрації в 3000 Гц дає змогу збільшити відносну деформацію зразка майже вдвічі.

Можна зробити висновок, що для оптимального віброущільнення стоматологічних формувальних сумішей для лиття за вогнетривкими моделями достатньо вібраційної дії 6...8 секунд.

Досліджувалася формувальна суміш у вигляді піску різних фракцій (0,1; 0,16; 0,2; 0,315; 0,4; 0,63; 1; 1,4 мм). В результаті оброблення даних, одержаних стосовно вібоущільнення, отримали таблицю залежності впливу величини фракції піску та часу ущільнення на його відносну деформацію. На наведеному графіку (рис. 1) наочно зображено, що найбільший ступінь ущільнення фракції 01 з деформацією 6,5 мм (12%) досягається на 8 секунд. Найменший ступінь деформації у фракції 0,4 і 1,6, що становить 2,5 (3,8%) на 6 секунд. Фракція піску 0,315 показує найвищу швидкість ущільнення, за 4 секунди досягається максимально можливий показник деформації для даної фракції – 5 мм (~ 9%).

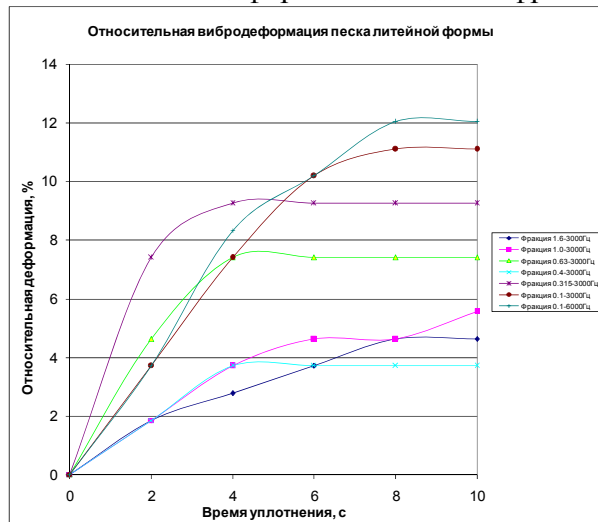


Рис. 1. Вплив величини фракції піску та часу ущільнення на його відносну деформацію

Розроблена методика моніторингу браку виливків, яка слугуватиме методичною базою для оптимізації зусиль щодо зниження браку в ливарних цехах, дозволяє виявляти ті причини утворення дефектів, усунення яких при інших рівних умовах призводить до максимального підвищення якості литва.

Самарай Р.В., Богушевський В.С., Самарай В.П.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

НЕЧІТКА ЛОГІКА КОНТУРА САР «ТЕМПЕРАТУРА СПЛАВУ» ЛПТ

Лиття під тиском (ЛПТ) – найбільш застосований до автоматизації, найефективніший, найперспективніший, найпродуктивніший спосіб литва, який дозволяє виготовляти виливки з будь-яких промислових сплавів, окрім сталі та чавуну, в звичайних прес-формах. Найважливіші його переваги – мінімальні припуски на механічне оброблення і низька трудомісткість виготовлення виливків, а щодо якості – точність розмірів, мінімальна шорсткість поверхонь навіть без механічного оброблення, відмінний товарний вигляд. Важливою особливістю й відмінністю від інших способів литва є можливість легко керувати швидкістю заповнення прес-форми і обирати режим заповнення рідким металом між ламінарним, турбулентним та дисперсним, застосовувати так званий оригінальний спосіб литва «Рідке штампування» і в тому числі можливість отримання герметичних виливків для арматуробудування в широкому діапазоні швидкостей заповнення та з тиском випробовувань корпусів і зібраних виробів запорної арматури (наприклад, кульових кранів) більш як 10 атмосфер (наприклад, із стовідсотковою перевіркою всіх корпусів і окремо готових виробів арматури за британським стандартом BS1010). Досягти всіх вказаних переваг можливо при максимальній автоматизації ЛПТ із застосуванням найсучасніших методів системного аналізу і кібернетики, у тому числі методів штучного інтелекту (ШІ). Закордонні і вітчизняні розробники переважно орієнтуються на високу якість вихідних матеріалів, стабільну роботу обладнання і стабілізацію окремих параметрів процесів лиття, що в наших умовах практично недосяжно. При цьому практично відсутні комплексні моделі систем автоматизованого регулювання (САР) і систем автоматизованого управління (САУ), що охоплювали би декілька контурів керування ЛПТ та використовували би декілька критеріїв оптимізації одночасно, серед яких мають бути комплексний або спеціальні критерії якості виливків, критерії енергозбереження, критерії продуктивності, тощо.

Тому розроблення, створення та впровадження автоматизованої системи керування технологічним процесом машини ЛПТ на базі нечіткої логіки – дуже актуальна задача.

У зв'язку з суттєвою нестаціонарністю процесу ЛПТ, для ефективного регулювання пропонується використати регулятор із застосуванням ШІ. Серед відомих підходів ШІ (нейронні мережі, експертні системи, методи розпізнавання образів, кластерний і дискримінантний аналізи) найважливішим і найактуальнішим залишається «нечітка логіка».

Для побудови нечіткої моделі регулятора перш за все було обрано вхідні й вихідні параметри, вивчено діапазони їх змін, визначено кількість термів та вид функцій належності. За вхідні обрано робочі параметри головних контурів керування: температура сплаву в печі; поточна температура прес-форми; час кристалізації виливка у прес-формі (витримка); три швидкості прес-поршня (плунжера) у трьох фазах пресування відповідно; кількість змащувального матеріалу і його консистенція; тиск запирання прес-форми. Для всіх параметрів запропоновано гаусові функції приналежності.

Для контура «Температура сплаву» моделі САР розглядалися можливості застосування варіантів з 3, 5 та 7 термами і відповідними лінгвістичними змінними. Запропоновано для лінгвістичної змінної «Помилка регулювання» використовувати 5 термів, для лінгвістичної змінної «Швидкість помилки регулювання» – використовувати 5 термів, для лінгвістичної змінної «Прискорення помилки регулювання» використовувати 3 терми, для вихідного нечіткого відгуку «Дії впливу з нагрівання або охолодження» – 5 термів. Розроблено 81 правило нечіткої логіки з можливістю зменшення до 75.

Нечітку модель створювали в інтерактивній системі «MatLab» з використанням базових компонентів для побудови всіх контурів регулювання регулятора із застосуванням додаткового пакету «Fuzzy Logic Toolbox». Поведінку параметрів у різних контурах керування описали відповідними передаточними функціями.

Адекватність розроблених правил перевірена ймовірною зміною значень вхідних параметрів із досвіду (із статистичних спостережень). Задля перевірки і доопрацювання працеспроможності нечіткого регулятора було складено САР. Було проведено імітаційне моделювання в реальному часі за допомогою інтерактивного інструменту імітації, моделювання, прогнозування, діагностики, оптимізації та аналізу динамічних систем «SIMULINK».

Приклад принципу складання правил для контуру управління (фрагмент від всієї АСУ) «Температура сплаву в печі» був наступний:

Пр.1. Якщо $T = \text{зависока}$ & $T_{ш} = \text{зависока}$ & $T_{п} = \text{зависока}$ то «Дуже Охолодити»;

Пр.2. Якщо $T = \text{висока}$ & $T_{ш} = \text{висока}$ & $T_{п} = \text{висока}$ то «Дуже Охолодити»;

де такі лінгвістичні змінні і терми: $T = \text{низька}$ – температура сплаву низька;

$T = \text{висока}$ – температура сплаву вище норми;

$T = \text{занизька}$ – температура сплаву дуже низька;

$T = \text{зависока}$ – температура сплаву занадто вище норми;

$T = \text{оптим}$ – оптимальна температура (в межах норми);

$T_{ш} = \text{оптим}$ – швидкість зміни температури майже не змінюється ($=0$);

$T_{ш} = \text{висока}$ – швидкість зміни температури вище норми;

$T_{ш} = \text{низька}$ – швидкість зміни температури нижче норми;

$T_{ш} = \text{зависока}$ – швидкість зміни температури значно вище норми;

$T_{п} = \text{занизька}$ – швидкість зміни температури значно нижче норми;

$T_{п} = \text{оптим}$ – прискорення зміни температури майже не змінюється ($=0$);

$T_{п} = \text{висока}$ – прискорення зміни температури вище норми;

$T_{п} = \text{низька}$ – прискорення зміни температури нижче норми;

«Оптим» – температура сплаву не потребує втручання САР (САУ);

«Нагрівати» – сплав потребує незначного підігрівання;

«Охолодити» – сплав потребує незначного охолодження;

«Дуже охолодити» – сплав потребує термінового значного охолодження;

«Дуже нагріти» – сплав потребує термінового значного підігрівання.

Висновки:

1. Нечітка САР пропонується для будь-яких виливків, машин ЛПТ, сплавів.
2. САР (САУ) має бути адаптована під конкретні вимоги виробництва.
3. Попередньо для виливків за допомогою розрахунку або моделювання визначаються технологічно необхідні температура, режими і швидкість заповнення прес-форми рідким сплавом і значення інших параметрів.
4. Нечітка САР адаптується і до умов виробництва на термопласт-автоматах.
5. Можливе застосування ПЗ LabVIEW, EXCEL і ін. для нечіткої логіки.
6. Можлива організація інтерактивної САР машин ЛПТ на базі MatLab, LabVIEW, EXCEL із застосуванням датчиків, АЦП, контролерів і ЦАП.

Література:

1. Кубов В.И. Обмен данными с микроконтроллерным устройством на основе AVR BUTTERFLY в инструментальном пакете LabVIEW // Наукові праці. – Випуск 64. – С.75...79.
2. Кирюша Б.А. Аналіз засобів змішаного моделювання схемо-технічного та функціонально-логічного рівнів / Комп'ютерні технології: наука і освіта: тези доповідей.– К.: Університет «Україна», 2012. – С.77.
3. Жданов А.А., Караваев М.В. Применение нечеткой логики в имитационной системе автономного адаптивного управления // Труды Института системного программирования РАН, 2002. – №3. – С.121...137.

Селівьорстов В.Ю., Доценко Ю.В.

(НМетАУ, м. Дніпропетровськ)

**ГАЗОДИНАМІЧНИЙ ВПЛИВ НА СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ВУГЛЕЦЕВОЇ
СТАЛІ, ЩО ТВЕРДІЄ В МЕТАЛЕВІЙ ФОРМІ**

E-mail: s-v-y@yandex.ru

Відомо, що наближення механічних властивостей виливків до рівня деформованого металу дозволить скорочувати їх масу на 10...30 % за рахунок зменшення товщини стінок при збереженні необхідної конструктивної міцності, а також переводити виготовлення деталей із поковок і прокату з низьким КВМ (0,3...0,5) на точні литі заготовки з КВМ 0,8...0,9.

На практиці, для одержання гарантованого ефекту ущільнення металу вилівка під дією тиску, зниження ліквациї і т.п., як правило, перевагу віддають способам лиття, заснованим на використанні його максимальних значень. При існуючих способах такого лиття більша частина навантажень, пов'язаних з використовуваним тиском, реалізується за рахунок міцності ливарної форми, або ємності, в якій вона знаходиться, що суттєво обмежує можливий діапазон тиску та масу виливків.

Також негативним чином впливає на якість виливків неможливість передачі тиску рідкій фазі всередині вилівка із-за наявності міцного поверхневого шару затверділого металу наприкінці поршневого пресування, або твердіння в автоклаві при герметизації форми разом з вилівком. Разом з тим, поняття оптимальної технології полягає у встановленні саме мінімально достатнього тиску для досягнення необхідної якості вилівка. Тому застосування високих і надвисоких тисків у ливарних технологіях повинно бути обумовлене відповідною необхідністю, тим більше, що як показав досвід, далеко не завжди інтенсивне зростання тиску супроводжується відповідним зростанням якості виливків.

Технологія газодинамічного впливу на розплав у ливарній формі дозволяє поліпшувати якість литого металу при використанні газового тиску в діапазоні, переважно, 0,3...20,0 МПа без застосування складного спеціального обладнання, і може бути вбудована в діючий технологічний процес. Проте, для визначення ефективності газодинамічного впливу на розплав, що твердіє, необхідне дослідження значної кількості фізико-технологічних параметрів литого металу, до числа найбільш значущих з яких можна віднести структуру та фазовий склад.

Проведені металографічні дослідження зразків литої сталі 30Л, яка отримана за традиційною технологією лиття в кокіль та з використанням газодинамічного впливу з середньою швидкістю підвищення тиску аргону в системі виливок-пристрій для введення газу $V_p = 0,04$ МПа/с та з максимальним тиском $P = 4$ МПа.

Встановлено, що після газодинамічного впливу структура сталі стає більш рівноважною, відповідає 3...4 балам (зерна перліту середньої величини і сітка фериту), а метал вихідної плавки – 4...5 балам (середні та крупні зерна перліту і сітка фериту). Найменший бал зерна перліту (третій) спостерігається на зразках, вирізаних як з периферійної частини темплету, так і з середньої частини. Мікротвердість структурних складових зразків сталі 30Л майже не змінюється після газодинамічного впливу для феритної складової, та дещо збільшується для перлітної складової: за традиційною технологією – 1300...1800 МПа для перліту та 1400...1600 МПа для фериту; після газодинамічного впливу – 1500...2000 МПа для перліту та 1500...1800 МПа для фериту. При цьому міжпластинчаста відстань цементиту та фериту зменшується. Межа міцності зразків сталі 30Л, отриманої за традиційною технологією, складає 550...680 МПа, а кристалізація із застосуванням газодинамічного впливу збільшує цей інтервал, до 700...750 МПа (на 12...15 %). Твердість металу досліджуваних зразків при використанні газодинамічного впливу на розплав підвищується з 205...215 НВ, до 217...247 НВ. Також збільшується відносно подовження литого металу на 20...30 %.

Сліпченко К.В., Вербицька М.Ю., Макогон Ю.М.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

ФОРМУВАННЯ ФАЗИ $L1_0$ В ПЛІВКАХ СПЛАВУ $Fe_{50}Pt_{50}$ НА ПІДКЛАДИНКАХ $SiO_2/Si(001)$ і Al_2O_3

E-mail: kateslipchenko@gmail.com

Дослідження магнітної анізотропії та магнітних властивостей тонкоплівкових магнітних структур важливе як з наукової, так і з практичної точки зору. Дані, отримані при вивченні впливу термічної обробки, складу плівкової композиції та типу підкладки, можуть бути використані для створення нових носіїв інформації з надвисокою щільністю магнітного запису. Плівковий матеріал на основі впорядкованої фази $L1_0$ -FePt з вираженою текстурою [001], утворений шляхом термічної обробки плівок із структурою неупорядкованої фази Al -FePt, характеризується значною анізотропією магнітних властивостей, що відкриває перспективи його практичного використання як носія магнітного запису [1, 2].

Плівкові композиції отримано методом магнетронного осадження на монокристалічний Al_2O_3 та термічно окислений монокристалічний кремній $SiO_2(100\text{ нм})/Si(001)$. Термічну обробку зразків проведено в температурному інтервалі $500\text{...}900\text{ }^\circ\text{C}$ з 30-секундною витримкою. Середовище відпалу плівки на кремнієвій підкладці – вакуум. Для композиції, осадженої на монокристалічний сапфір, відпал проведено в азоті. Фазовий склад, структуру плівок досліджено методом рентгеноструктурного фазового аналізу. Морфологію поверхні досліджено методом AFM. Магнітні властивості оцінено методами MFM та SQUID.

Після осадження в плівках присутня магнітно-м'яка неупорядкована фаза Al -FePt. Фазове перетворення $Al \rightarrow L1_0$ в композиції, осадженій на сапфір, починається при $600\text{ }^\circ\text{C}$, для плівки на кремнієвій підкладці температура початку фазового перетворення $700\text{ }^\circ\text{C}$. Відмінність температур початку фазового перетворення пов'язана з різними умовами термічної обробки. Підвищення температури відпалу призводить до збільшення кількості упорядкованої фази, розміру зерен та шорсткості поверхні (рис. 1, а, б).

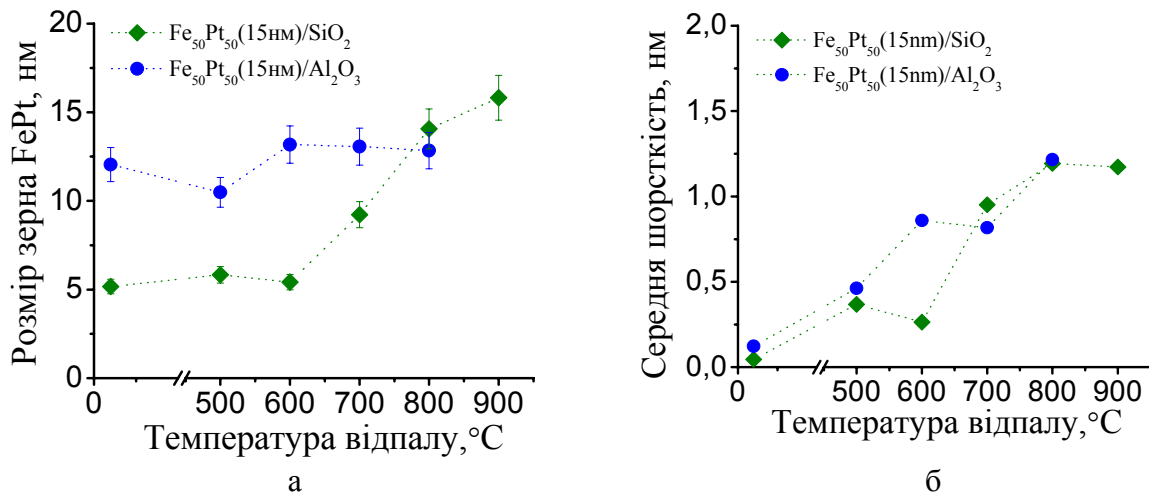


Рис. 1. Залежність розміру зерен FePt (а), середньої шорсткості поверхні (б) плівкових композицій від температури відпалу

Встановлено, що досліджувані плівкові і з впорядкованою фазою $L1_0$ -FePt магнітно-тверді. Коерцитивна сила зростає з температурою відпалу і досягає максимальних значень після відпалу вище $800\text{ }^\circ\text{C}$ – $15,05\text{ кОе}$ у композиціях, осаджених на сапфір, і $900\text{ }^\circ\text{C}$ – $16,11\text{ кОе}$ в плівках на кремнієвій підкладці (рис. 2).

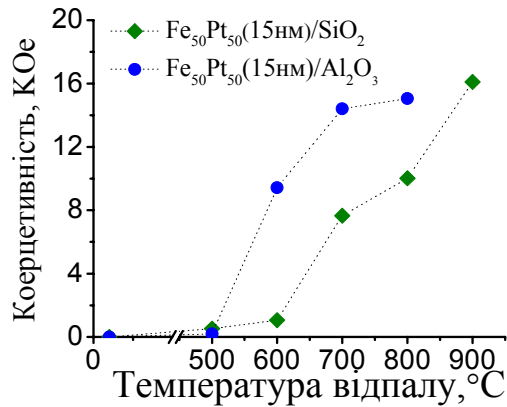


Рис. 2. Залежність коерцитивної сили в плівкових композиціях від температури відпалу

Література:

1. M. Albrechtand, C. Brombacher. *PhysicaStatusSolidi A* 210, 1272 (2013).
2. L.-W. Wang, W.-C. Shih, Y.-C. Wu, C.-H. Lai, *Appl. Phys. Lett.* 101, 252403 (2012).

Соколовська Л.А.

(ФТІМС НАН України, м. Київ)

ОСОБЛИВОСТІ РОЗРАХУНКУ НЕСТАЦІОНАРНИХ ТЕМПЕРАТУРНИХ ПОЛІВ В СИСТЕМІ ЗЛИВОК-ВИЛИВНИЦЯ

З метою розроблення рекомендацій з підвищення якості ковальських зливків для машинобудування необхідно досліджувати процес їх тверднення. Тверднення зливка доцільно вивчати [1] методом математичного моделювання температурних полів в системі сталій зливков-чавунна виливниця.

В задачі тверднення враховано теплоту кристалізації при температурах фазового переходу. Факторами розрахунку температурного поля в системі зливков-вливниця є залежність від часу коефіцієнта теплопередачі від зливка до виливниці та залежність від температури коефіцієнта тепловіддачі з поверхні виливниці у навколишнє середовище. Коефіцієнт теплопередачі в зоні контакту зливка з виливницею отриманий обробкою даних температурних вимірювань.

Математична модель тверднення в системі зливков-вливниця включає нелінійні диференційні рівняння нестационарної теплопровідності, а також початкові та граничні умови, які відповідають конкретним умовам теплообміну. Розроблена методика розрахунку нестационарних температурних полів в системі зливков-вливниця включає постановку теплової задачі тверднення, алгоритм розрахунку температур і обчислювальну Фортран-програму.

При розробленні розрахункового алгоритму використані явно-неявні схеми апроксимації диференційних рівнянь нестационарної теплопровідності, що забезпечує стійкість розрахунків температури в дискретних точках по радіусу ковальського зливка і товщині виливниці до моменту завершення тверднення зливка, коли температура на його осі досягне температури солідусу сталі.

Розроблена для ПЕОМ Фортран-програма дозволяє по радіусу системи зливков-вливниця одержати зміну температур на осі зливка, у його внутрішніх шарах і на поверхні охолодження зливка, на внутрішній поверхні виливниці, у її внутрішніх шарах і на її зовнішній поверхні. Програма забезпечує стійкий розрахунок (без коливань) при виконанні умов між заданим проміжком часу та заданою кількістю проміжків по радіусу зливка та товщині стінки виливниці.

Таким чином, до основних особливостей дослідження температурних полів в системі ковальський зливков-вливниця-оточуюче середовище методом математичного моделювання з використанням ПЕОМ можна віднести:

- 1) в системі диференційних рівнянь для зливка і виливниці враховані залежності теплофізичних властивостей сталі і чавуну від температури;
- 2) приховану теплоту кристалізації при твердненні ковальського зливка враховано в ефективній теплоємності сталі, що твердіє;
- 3) в контактній зоні зливок-виливниці врахована нелінійна залежність коефіцієнта теплопередачі від часу;
- 4) на зовнішній поверхні виливниці врахована нелінійна температурна залежність коефіцієнта тепловіддачі в оточуюче середовище;
- 5) для розрахунку температур в системі зливок-виливниці використано кінцево-різницевий метод явно-неявного типу підвищеної точності;
- 6) розроблений алгоритм чисельного розв'язку задачі тверднення включає систему алгебраїчних рівнянь для розрахункових вузлів зливка і виливниці;
- 7) результати розрахунку температур по розробленій Фортран-програмі роздруковуються в дискретні моменти часу до кінця тверднення зливка.

Розрахунок температурного поля [2] ковальського зливка масою 7 т показав, що при температурі розплаву вуглецевої сталі 1540 °С він затвердів у виливниці із сірого чавуну за 3 години. Методика може бути застосована для розрахунків в ливарному виробництві при дослідженні системи виливок-форма.

Література:

1. Соколовская Л.А., Мамишев В.А. О математическом моделировании задач с фазовыми переходами в металлургии и литейном производстве // Процессы литья. – 2009. – № 2. – С. 24 – 29.
2. Алгоритм, программа и расчет на ЭВМ температурных полей кузнечного слитка // Л.А. Соколовская, В.А. Ефимов, В.П. Осипов и др. / Новое в литейном производстве. – К.: ИПЛ АН УССР, 1981. – С. 65 – 70.

Степанчук А.М., Демиденко О.А., Смик В.

(НТУУ «КПІ», м Київ)

СТІЙКІСТЬ ПРИ ГАЗОАБРАЗИВНОМУ ЗНОШУВАННІ КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ НА ОСНОВІ ЗАЛІЗА, ЛЕГОВАНОГО САМОФЛЮСІВНИМИ СПЛАВАМИ

E-mail: astepanchuk@iff.kpi.ua

В сучасній промисловості поширене застосування знаходять вироби, які працюють в умовах інтенсивного зношування. Це деталі машин і механізмів гірничо- та нафтодобувної промисловості, металургії, сільського господарства та будівельної промисловості. Тому проблема зміцнення таких деталей або розробка більш зносостійких матеріалів для їх виготовлення є досить актуальною. Ця проблема частково може бути вирішена при використанні композиційних матеріалів за участю заліза і самофлюсівних сплавів (СФС) [1].

В роботі досліджувався вплив вмісту СФС та часу зношування на стійкість матеріалів при газоабразивному зношуванні. Зразки для випробувань отримували за методикою та режимами, наведеними в роботі [1]. Використання СФС як складової матеріалу зумовлено їх високими механічними характеристиками та низькою температурою плавлення (1070 °С). Останнє дає можливість отримувати вироби з таких матеріалів методами порошкової металургії практично із 100% щільністю за рахунок утворення рідкої фази при їх спіканні. Зразки з вмістом СФС – 15%, 30% та 50% пресували при тиску 700 МПа, з подальшим спіканням у вакуумі 3×10^{-1} Па при температурі 1200 °С протягом 60 хв. Структура матеріалу та твердість залежала від вмісту СФС. Типова структура наведена на рис. 1.

Дослідження зносостійкості при газоабразивному зношуванні проводили на виготовленому діючому стенді, схема якого показана на рис. 2.

Встановлено, що стійкість проти абразивного зношування збільшується зі збільшенням в композиції вмісту самофлюсівного сплаву. Останнє може бути зумовлено тим, що СФС має більш високу твердість та модуль пружності. Ці результати узгоджуються з результатами вивчення топографії поверхні зношування (рис. 3).

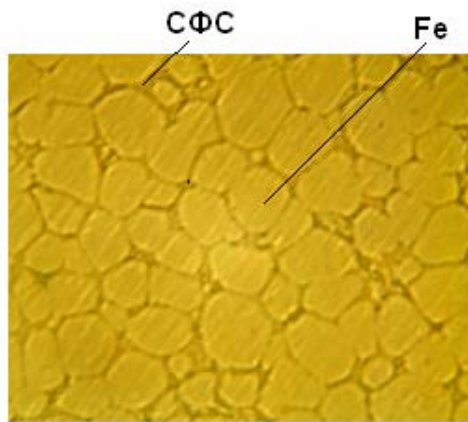
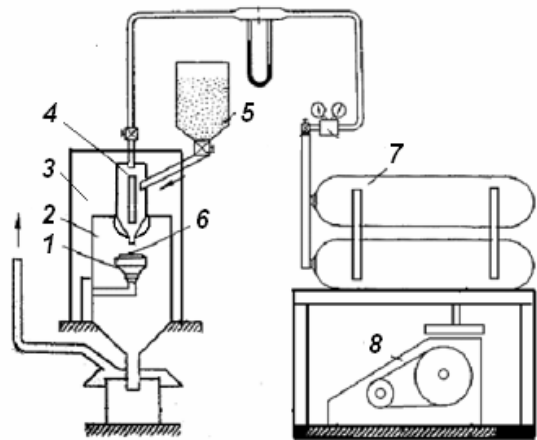


Рис. 1. Типова структура композиційного матеріалу на основі заліза, легованого самофлюсівним сплавом



1 – тримач зразка; 2 – регулювальний пристрій; 3 – камера; 4 – пістолет; 5 – бункер з порошкоподібним абразивом; 6 – зразок; 7 – ресивер; 8 – компресор

Рис. 2. Схема установки для випробування матеріалів на газоабразивний знос

Як видно з рис. 3, після зношування утворюється рельєфна поверхня, яка зумовлена більш інтенсивним зношуванням менш твердої складової композиційного матеріалу – заліза. При цьому, при інших рівних умовах, характер зношування залежить від кута дії газоабразивного струменя на поверхню зразка. При кутах 30° .. 45° зношування відбувається переважно за рахунок різання (стирання) складових композиційного матеріалу, наслідком чого утворюється зглажена поверхня зношування з плавним переходом від твердої складової (СФС) до пластичної (залізо). З часом інтенсивність зношування зменшується, вірогідно, за рахунок того, що виступи, які утворила тверда складова, виконують роль екрану і, тим самим, зменшують зношування більш пластичної складової. При куті дії абразиву 90° характер зношування дещо інший. На поверхні зношування (рис. 2) видна сильно деформована фаза пластичного заліза та фазова складова з СФС із слідами крихкого руйнування.

Вивчення залежності зносу від часу випробувань показує, що спочатку інтенсивність зносу зростає, а потім зменшується. Такий характер зносу пояснюється тим, що спочатку відбувається інтенсивний знос пластичної фази заліза з утворенням виступів фази СФС. Надалі ці виступи зерен екранують поверхню заліза і, тим самим, зменшується знос композиції в цілому.

У результаті проведеної роботи встановлено, що стійкість проти газоабразивного зношування композиційних матеріалів на основі заліза, легованого СФС, залежить від складу композиції та часу зношування. Вона збільшується зі збільшенням вмісту СФС в сплаві та зменшенні кута газоабразивного струменя.

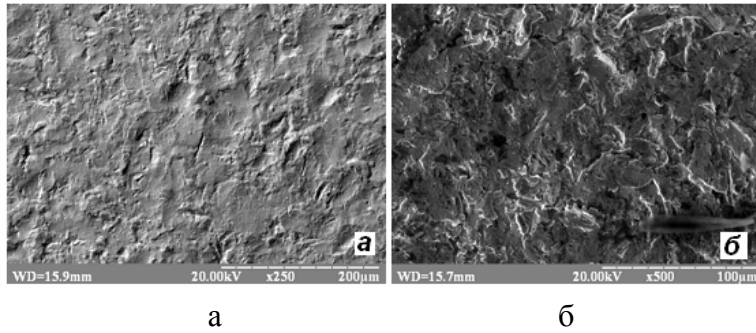


Рис. 2. Типова поверхня зносу матеріалу на основі заліза, легованого СФС при кутах атаки 30 і 45° (а) та 90° (б)

Література:

1. Структура та деякі властивості самофлюсівних сплавів на основі заліза та покриттів з них / А.М. Степанчук, О.Й. Гончарук, І.В. Голтвенко, М.О. Склярів // Наукові нотатки ЛДТУ, 2003. – Випуск 13. – С. 319...334.
2. Конструкційні порошкові матеріали на основі заліза за участю самофлюсівних сплавів / А.М. Степанчук, О.А. Демиденко, А.В. Демиденко, К.В. Шаповал // Наукові вісті НТУУ «КПІ», 2012. – №1. – С. 51...60.

Ткачук О.В., Труш В.С., Проскурняк Р.В., Погрелюк І.М.
(ФМІ ім. Г.В. Карпенка НАН України, м. Львів)

**ФОРМУВАННЯ ПОВЕРХНЕВОГО ФУНКЦІОНАЛЬНОГО ШАРУ НА
ТИТАНОВОМУ СПЛАВІ МЕДИЧНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ ТЕРМОДИФУЗІЙНИМ
НАСИЧЕННЯМ**

E-mail: tkachuk@ipm.lviv.ua

Титанові сплави знаходять широке застосування в медицині завдяки комбінації низки цінних властивостей: високої питомої міцності, корозійної тривкості та біосумісності. Передові позиції як матеріал для ортопедичних і зубних імплантатів займає титановий сплав ВТ6с системи Ti-Al-V, оскільки він має високі механічні властивості, а також біологічну інертність по відношенню до людського організму. Проте розширення застосування даного сплаву обмежується його недостатньою поверхневою твердістю, високим коефіцієнтом тертя та низькою зносотривкістю. Деградація функціональних властивостей титанових імплантатів відбувається переважно після 10...15 років їх використання. Серед основних причин слід виділити зношування та корозійне руйнування. Для покращення трибологічних і корозійних властивостей цих імплантованих матеріалів використовують різноманітні методи модифікації поверхневого шару металу. Перспективним методом обробки титанових сплавів медичного призначення є термодифузійне насичення в азотовмісному середовищі.

Нітридні покриття на титановому сплаві ВТ6с формували в контрольованому газовому азотовмісному середовищі за температури нижче поліморфного перетворення ($T = 850^\circ\text{C}$). Зміна парціального тиску азоту в реакційній камері в діапазоні $P_{\text{N}_2} = 1...10^5$ Па забезпечувала формування поверхневого нітридного шару із різним вмістом складових (TiN, Ti₂N).

Згідно з результатами рентгенівського фазового аналізу, на поверхні титанового сплаву ВТ6с формується нітридна плівка, яка від матриці сплаву відмежована дифузійною зоною (твердий розчин азоту в α -Ti). Фазова плівка складається з нітридів титану δ -TiN і ε -Ti₂N, вміст яких залежить від парціального тиску азоту. Встановлено, що після азотування в розрідженому азоті частка нітриду TiN складає 4%, а Ti₂N – 65%, тоді як в азоті атмосферного тиску – 67 і 18% відповідно. Отже, після азотування в розрідженому азоті нітридна плівка, в основному, формується за рахунок фази Ti₂N, в той час як в азоті

атмосферного тиску в нітридній плівці домінує кубічний нітрид TiN. Склад нітриду титану TiN при цьому наближається до стехіометричного. Це підтверджується збільшенням його параметра ґратки від 0,4239 до 0,4248 нм. Із збільшенням парціального тиску азоту товщина нітридної плівки зростає від 3 до 7 мкм.

Формування нітридної плівки супроводжується мікроструктурними змінами, зокрема ростом кристалітів утворених фаз і релаксацією напружень. На основі аналізу форми дифракційних ліній TiN встановлено, що зі збільшенням парціального тиску азоту розміри кристалітів кубічного нітриду титану зростають від 54,82 до 69,17 нм. Зростання парціального тиску азоту істотно посилює напружений стан. Розрахунок напружень по формі різних ліній TiN (в різних напрямках відбиття) показує близькі значення, що свідчить про ізотропний характер їх розподілу.

Азотування супроводжується формуванням характерного поверхневого рельєфу, що погіршує якість поверхні оброблюваних деталей. Характерна топографія азотованої поверхні – це хвилясті нерівності, які утворюють сітку на поверхні, яка, швидше за все, повторює сітку границь зерен матриці азотованого матеріалу. Збільшення парціального тиску азоту призводить до укрупнення фрагментів рельєфу та зростання параметрів профілю поверхні. Зокрема, параметр R_a зростає від 0,1842 до 0,4219 мкм, а R_z – від 0,7335 до 1,6615 мкм. Загалом, збільшення парціального тиску азоту погіршує якість поверхні сплаву на один квалітет.

Тошева О.Ю., Буздиган Є.С., Кочешков А.С., Самарай В.П.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

МЕТОДИ ВИЗНАЧЕННЯ ШОРСТКОСТІ ПОВЕРХНІ НА ВИЛИВКАХ, ЩО ОТРИМАНІ ПРЕЦИЗІЙНИМ ЛИТТЯМ

E-mail: helentosh@ukr.net

Досить часто в ливарному виробництві зустрічаються дефекти виливків, які безпосередньо викликані порушенням технології виробництва. Якість виливків і ефективність виробництва при литті за моделями, що витоплюються, залежать від стабільності технологічних режимів на всіх операціях цього процесу. Контролюючи температуру форми, металу, час витримки та заливання, можна мінімізувати і попередити утворення тих чи інших дефектів. Але найважливішим показником якості для подальшого оброблення залишається шорсткість поверхні виливків відразу після лиття. Це одна з ключових характеристик для оцінки якості точних виливків. Її можна оцінити якісним і кількісним методами. Перший базується на порівнянні обробленої поверхні з еталонними зразками, другий – на вимірюванні нерівностей спеціальними приладами [1]. Шорсткість поверхні (параметр R_a) переважно визначають безконтактними методами. Для вимірювання шорсткості наших дослідних зразків, як основний, вибрано подвійний мікроскоп МІС-11, а профілограф-профілометр моделі 252 використовувався для порівняння отриманих результатів. Головною перевагою безконтактного методу вимірювання на МІС-11 є те, що він дає можливість досліджувати грубі поверхні [2]. Досліджувані зразки, типу циліндра або пластини, послідовно клали на столик приладу так, щоб зображення оптичної щілини розташовувалося паралельно заданому напрямку вимірювання і проводили фокусування зображення щілини на зразку. Вимірювання шорсткості поверхні проводили об'єктивом ОС-41 з фокусною відстанню 8,2 мм, оптична схема якого зображена на рис. 1. Вимірювання шорсткості поверхні циліндричних зразків відбувалося вертикально з кроком 5 мм в центрі та на периферії від місця підведення металу (рис. 2). Вимірювання профілографом-профілометром моделі 252 (рис. 3) здійснювали для контрольної перевірки, адже зчитування мікронерівностей даним приладом на поверхні дослідного зразка відбувається автоматично, без втручання людського фактору, а отже мінімізується похибка вимірювань.

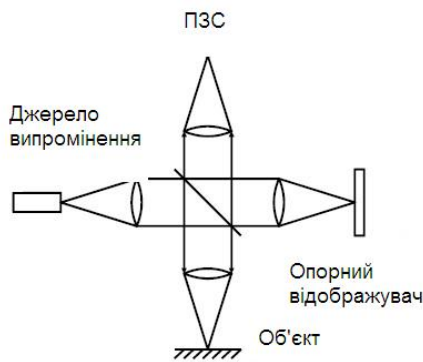


Рис. 1. Оптична схема інтерференційного мікроскопа Лінніка

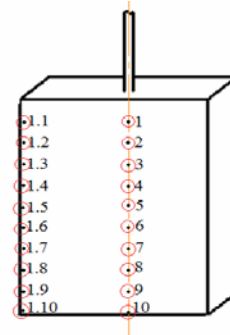
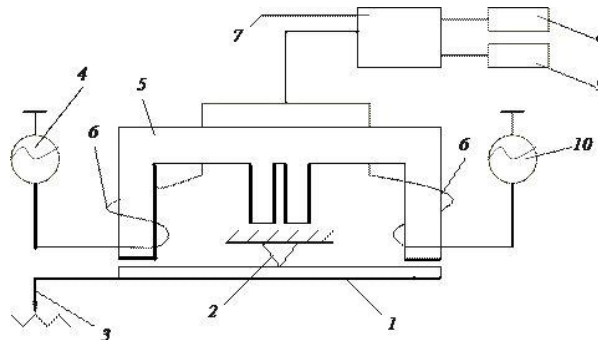


Рис. 2. Точки вимірювання шорсткості поверхні на дослідних зразках типу пластина з кроком 5 мм від місця підведення металу



1 – якір, 2 – опора, 3 – алмазна голка, 4, 10 – генератори живлення, 5 – подвоєний сердечник, 6 – котушки, 7 – електронний вимірювальний блок, 8 – рахунковий блок, 9 – записувальний пристрій

Рис. 3. Схема профілометра моделі 252

Проведені дослідження дозволили визначити величину шорсткості поверхні виливків перед механічним обробленням. Отримані значення показують, що площа дефектів мінімізується при зменшенні температури металу. Оптимальний діапазон температур лиття для сплаву ЛС59-1 становить 950...990 °С.

Література:

1. Репях С.И. Технологические основы литья по выплавляемым моделям / С.И. Репях. – Д.: Лира ЛТД, 2006. – 1053 с.
2. Приборы для неразрушающего контроля материалов и изделий (в 2-х кн.) – Кн. 1 / Под ред. В.В. Клюева. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Машиностроение, 1986. – 488 с.

Тошева О.Ю., Буздиган Є.С., Кочешков А.С.
(НТУУ «КПІ», м. Київ)

ВПЛИВ ГІПСОВОЇ СУМІШІ НА ЯКІСТЬ ПОВЕРХНІ ВИЛИВКА

Сьогодні актуальною задачею ливарного виробництва є зниження браку і підвищення якості виливків. Для отримання точних виливків із кольорових сплавів використовується спосіб лиття за моделями, що витоплюються (ЛВМ), зокрема в гіпсові формувальні суміші.

Одним із основних факторів, який впливає на якість деталей та на техніко-економічні показники виробництва виливків за ЛВМ, є вибір формувальної суміші. В гіпсостобалітових сумішах при прожарюванні форм відбувається взаємокомпенсація об'ємної усадки, а саме термічне розширення кристобаліту і усадка гіпсу в одному інтервалі температур. На рис. 1 зображено графік прожарювання форми.

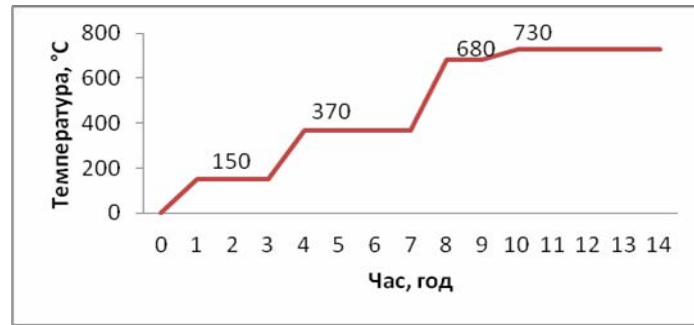


Рис. 1. Графік прожарювання форми

Для дослідів використано гіпсокристобалітову суміш Satin Cast 20. Зразки для досліджень – пластини і циліндри – заливали сплавом ЛС 59-1 (рис. 2). Їх розміри: циліндри висотою 50 мм і діаметрами 5, 10, 15 мм; пластини 50x30x2, 50x20x3, 50x10x6 мм. Під час проведення плавки фіксувались такі параметри: температура металу в печі, температура форми перед заливанням металу. Досліджені виливки мають такі дефекти: гаряча тріщина, поруватість, підвищена шорсткість, «бульбашки» на поверхні, плівкоутворення, раковина.



Рис. 2. Дефекти виливків

Гаряча тріщина є наслідком ливарних напружень, про що свідчить окиснена поверхня зламу. Поруватість можлива через перегрівання розплаву, а також через порувату поверхню форми. Причиною значної шорсткості є температурний режим охолодження при кристалізації виливків. Утворення «бульбашок» пояснюється вмістом повітря в формувальній суміші. Плівкоутворення виникає через окиснення поверхневого шару металу, що призводить до утворення шорсткої поверхні. На виливках є великі раковини, причиною яких може бути недостатній ступінь витоплення модельної композиції.

Величину шорсткості поверхні визначали на таких приладах, як мікроскоп МИС-11 та профілограф-профілометр 252. Мікроскоп МИС-11 дозволяє проводити виміри нерівностей профілю поверхонь в межах від 0,8 мкм до 62,5 мкм. Мікроскоп складається з двох тубусів: освітлювального і візуального, які розташовані відносно один одного під кутом 90°. Профілограф-профілометр 252 – прилад, яким визначають розмір профілю поверхні деталей. Було використано профілометр, який працює за допомогою контактної щупи і може вимірювати висоту нерівностей в межах 0...100 мкм, згідно ГОСТ 2789-45.

Результати досліджень показали середнє арифметичне відхилення профілю поверхні зразків від 1,1 до 7,8 мкм.

Троцан А.И., Каверинский В.В., Бродецкий И.Л.

(ИПМ НАН Украины, г. Киев)

**ВЛИЯНИЕ МОДИФИЦИРОВАНИЯ ДИСПЕРСНЫМ ПОРОШКОМ TiAl НА
МОРФОЛОГИЮ ВКЛЮЧЕНИЙ В АЛЮМИНИЕВЫХ ОТЛИВКАХ**

E-mail: hisie@ukr.net, tai1065@mai.ru, brodig@mail.ru

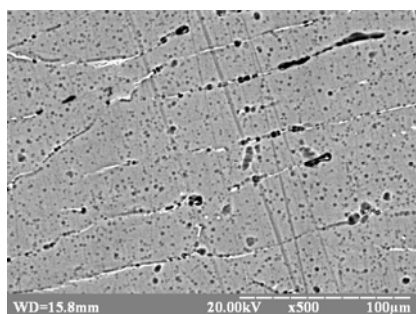
Проведено исследование влияния модифицирования дисперсным порошком TiAl (0,4 г/кг, размер частиц 1,0...5,0 мкм) на структуру и состав включений и зернограничных выделений в техническом алюминии. Усреднённые результаты локального микрорентгеноспектрального анализа приведены в табл. 1, характерные микроstructures – на рис. 1.

Таблица 1 – Результаты микрорентгеноспектрального анализа отливок*

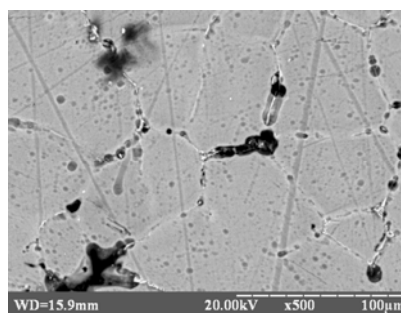
Без добавок					
Место измерения	Химический состав, масс. %				
	Al	Si	Mn	Fe	Cu
Граница зерна с включениями	97,95	0,08	0,75	0,90	0,32
Тело зерна	99,52	–	0,36	0,09	0,03
Включения в теле зерна	84,50	–	0,73	15,13	–
Модифицированный					
Место измерения	Химический состав, масс. %				
	Al	Si	Mn	Fe	Cu
Граница зерна с включениями	99,00	0,06	0,70	0,20	0,04
Тело зерна	99,48	0,05	0,25	0,16	0,06
Включения в теле зерна	72,58	0,06	0,71	24,50	2,15

* – чувствительность микрорентгеноспектрального анализа по исследуемым элементам ~ 0,1%; растровый электронный микроскоп-микроанализатор РЭМ 106И

В модифицированных отливках содержание железа в зернограничных включениях существенно (в 4,5 раза) ниже, чем в сравнительных. Следовательно, изменение условий кристаллизации при модифицировании снижает ликвацию железа в междендритное пространство и повышает, соответственно, его содержание в теле зерна и равноосных внутризеренных включениях, что снижает вероятность образования в границах зерен плёночных охрупчивающих выделений типа Al₃Fe.



а



б

Рис. 1. Характерная микроstructure отливок до (а) и после модифицирования (б)

Модифицирование порошком TiAl позволило существенно снизить содержание меди в границах зерен и добиться практически равномерного (в пределах точности метода) её распределения по отливке. При этом в модифицированных отливках медь регистрировалась в составе равноосных включений в теле зерна, что не наблюдалось в немодифицированном металле. Это указывает на изменение морфологии и распределения медьсо-

держалих інтерметаллідів – перевод их из зернограничных во внутризёрненные. Подобный эффект может вызывать не только снижение охрупчивания, но и определенное дополнительное упрочнение.

Содержание кремния в границах зёрен модифицированных и немодифицированных отливок различается мало. Однако в модифицированных некоторые примеси кремния имеются в составе твёрдого раствора и включений. Распределение марганца между вышеназванными структурными составляющими практически не изменилось.

Таким образом, модифицирование технического вторичного алюминия дисперсным порошком алюминидом титана приводит не только к измельчению микроструктуры и образованию равноосных кристаллитов, но и к снижению загрязнённости границ зёрен плёночными интерметаллидными выделениями на основе железа и меди, что препятствует охрупчиванию металла.

Труш В.С., Лук'яненко О.Г.

(ФМІ ім. Г.В. Карпенка НАН України, м. Львів)

РУЙНУВАННЯ СПЛАВУ ВТ1-0 З МОДИФІКОВАНИМ ЕЛЕМЕНТАМИ ВТІЛЕННЯ ПОВЕРХНЕВИМ ШАРОМ

E-mail: trushvasyl@gmail.com

У наших роботах показано, що твердорозчинне модифікування поверхневого шару киснем впливає на втомну довговічність титанового сплаву ВТ1-0 за циклічних навантажень. Також виявлено, що існує «оптимальний» рівень зміцнення $K \approx 70\%$, при якому досягнуто найбільший приріст довговічності відносно вихідного $K=0\%$, (не зміцненого) стану та при зміцненні на інші рівні $K=20\%$, та $K=100\%$ ($K = ((H^{пов} - H^{серц})/H^{серц}) \cdot 100\%$, де: $H^{пов}$ – твердість поверхні титану; $H^{серц}$ – твердість серцевини титану). У даній роботі показано кореляцію між фрактографічними та механічними дослідженнями сплаву ВТ1-0 з різним рівнем зміцнення K .

Згідно з результатами фрактографічних досліджень, для поверхні зламу сплаву ВТ1-0 у вихідному стані ($K=0\%$) після випробування на циклічний розтяг характерна невелика кількість скольних фасеток малих розмірів, а також незначна кількість деформаційних гребенів (на рисунку не показано). При $K=20\%$ зафіксовано незначну кількість деформаційних гребенів (рис. 1, а), а при $K=70\%$ – максимальне подрібнення мікрорельєфу руйнування, з явним наростанням доли мікрів'язкої складової зламу у вигляді деформаційних гребенів (рис. 1, б). На зразках з рівнем зміцнення $K=100\%$ виявлено вторинні тріщини та збільшення скольних поверхонь руйнування (рис. 1, в).

Аналогічні результати були отримані й на зразках сплаву ВТ1-0 з різним рівнем зміцнення після руйнування обертовим згином. Зокрема у вихідному стані $K=0\%$ зафіксовано руйнування, типове для в'язких конструкційних матеріалів (на рисунку не показано). У випадку для $K=20\%$ виявлено, що зародження мікротріщин та їх початковий ріст здійснюється переважно шляхом розшарування по площинах ковзання, і на мікрофрактограмі фіксуються досить протяжні (~ 50 мкм) фасетки циклічного квазісколу, які розмежовані деформаційними гребенями ямкового характеру (рис. 1, г).

Підвищення рівня зміцнення поверхні до $K=70\%$ – оптимального для опору втоми - обумовлює ще більшу фрагментацію мікрорельєфу зламу на початковій стадії руйнування (рис. 1, д). Розмір окремих фрагментів становить 5...20 мкм. Істотно зростає кількість деформаційних гребенів, тобто превалює в'язкий мікромеханізм руйнування. Розмір окремих фасеток міжзеренного відколу біля осередку зародження тріщини складає 5...15 мкм. Однак при $K=100\%$ відбувається помітна зміна мікромеханізму руйнування на його початковій стадії, але якісно в протилежну сторону: злам стає крихким (рис. 1, е). Подібно до вихідного стану, розмір окремих фасеток циклічного квазісколу зростає, деформаційні гребені виявляються лише епізодично. Зростає частина міжзеренного відколу, а біля осередку зародження руйнування зафіксовано окремі фасетки міжзеренного відколу

розміром до 50...60 мкм, які співвимірні з товщиною зміцненого шару металу.

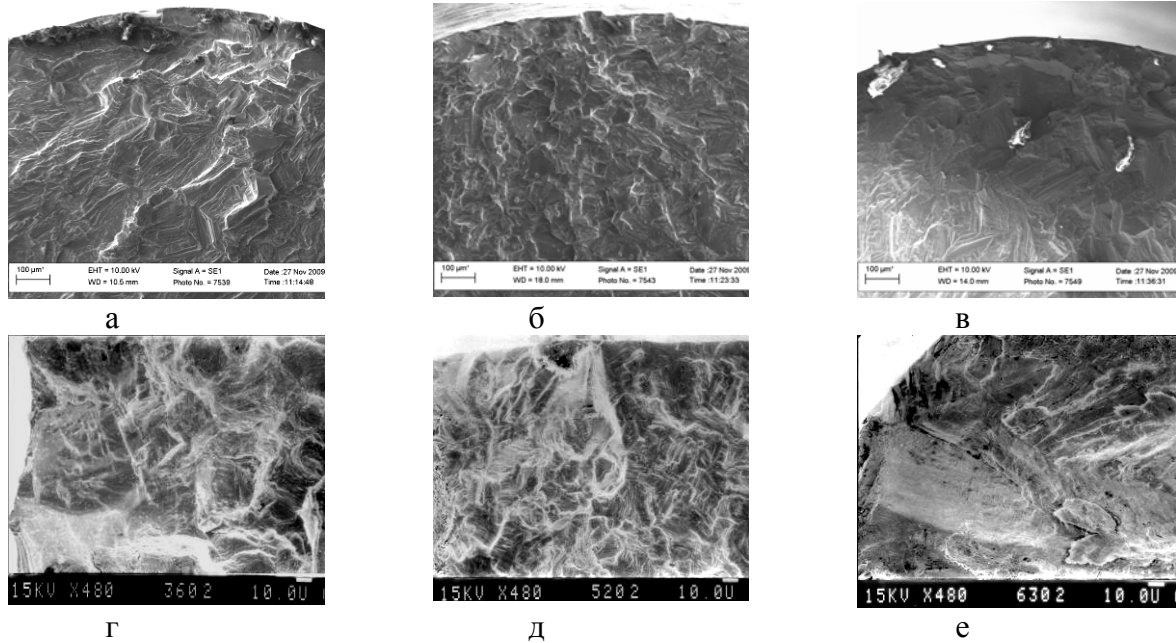


Рис. 1. Фрактограми приповерхневої частини зламів зразків сплаву ВТ1-0 з різним рівнем зміцнення K після випробувань на циклічний розтяг (а, б, в) та обертовий згин (г, д, е): а, г – $K = 20\%$, б, д – $K = 700\%$, в, е – $K = 100\%$

Федоров Н.Н., Гаврилова Е.А., Кочоева Т.М.

(ДГМА, г. Краматорск)

**КОМПЛЕКСНАЯ ОЦЕНКА ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ
ПРОИЗВОДСТВЕННЫХ ПЕСЧАНО-БЕНТОНИТОВЫХ СМЕСЕЙ ДЛЯ
ФОРМОВКИ ПО-СЫРОМУ**

E-mail: nikolay.fedorov@yandex.ua

В настоящее время в массовом производстве стальных и чугуновых отливок массой от нескольких килограммов до нескольких десятков килограммов технология литья в сырые песчано-бентонитовые формы (ПБФ) остается вне конкуренции. Высококачественные бентониты в сочетании с современными высокопроизводительными линиями автоматической формовки позволяют изготавливать большой ассортимент отливок с высокой экономической эффективностью.

Для обеспечения стабильного качества ПБФ, получаемых на автоматических формовочных линиях, особое внимание следует уделять контролю технологических свойств производственных формовочных смесей:

- влажности, %;
- пределу прочности на сжатие во влажном состоянии, МПа;
- пределу прочности на разрыв в зоне конденсации влаги, МПа;
- газопроницаемости, ед.;
- текучести, %;
- формуемости, %;
- осыпаемости, %;
- содержанию глинистой составляющей (общей, активной и неактивной), %.

Для обеспечения стабильного качества литейных форм вышеперечисленные показатели свойств формовочных смесей должны соответствовать нормативным значениям, регламентированным для технологического процесса формовки на автоматических линиях (табл. 1).

Таблиця 1 – Нормативные значения технологических свойств песчано-бентонитовых формовочных смесей для линий автоматической формовки

Наименование показателя свойства смеси	Условная норма для линии автоматической формовки
Влажность, %	3,0...3,2
Прочность на сжатие во влажном состоянии, МПа	не менее 0,140
Прочность в зоне конденсации влаги, МПа	не менее 0,0025
Газопроницаемость, ед.	не менее 90
Текучесть, %	не менее 80
Формуемость, %	не менее 80
Осыпаемость, %	не более 0,6
Доля глинистой составляющей (общей, активной и неактивной), %	
- общей	10,5...11,5
- активной	8,5...9,0

На основании анализа результатов комплексного тестирования проб производственных смесей ряда украинских литейных предприятий можно констатировать следующее:

- в производственных технологических процессах, основывающихся на работе автоматических формовочных линий, в обязательном порядке следует производить периодическое комплексное тестирование технологических свойств формовочных смесей в объеме перечня, приведенного выше;

- особое внимание следует уделять входному контролю исходных формовочных материалов в плане соответствия данным, приводимым в сертификатах качества. Игнорирование этого требования может повлечь существенное ухудшение свойств смеси, в конкретных случаях – прочностных характеристик. Объективная причина этому – использование низкосортных бентопорошков;

- распространенной проблемой производственных смесей является их насыщенность стержневыми смесями с органическими связующими, поскольку, в ряде случаев, технологически невозможно исключить попадание стержневой смеси в формовочную смесь в процессе выбивки форм. Смеси со стержневыми остатками характеризуются достаточной «жесткостью», что подтверждается результатами определения свойств формуемости и текучести – 65...70 % при норме – не ниже 80 %;

- отдельные образцы производственных смесей нуждаются в комплексной оптимизации рецептурного состава с целью обеспечения максимального качества получаемого литья и минимизации дефектов отливок, образующихся по вине литейных форм.

Фесенко К.В., Косячков В.О., Фесенко М.А., Мисюра С.В.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

ТЕХНОЛОГІЯ ОТРИМАННЯ ВИЛИВКІВ З ДИФЕРЕНЦІЙОВАНИМИ СТРУКТУРОЮ ТА ВЛАСТИВОСТЯМИ МЕТОДОМ ВНУТРІШНЬОФОРМОВОГО МОДИФІКУВАННЯ

E-mail: fesenkoev87@mail.ru, fesenkoma@mail.ru

Досліджується новий технологічний варіант отримання виливків з диференційованою структурою та властивостями, який базується на методі внутрішньоформового модифікування розплаву (Innmold-процес).

Ідея запропонованого варіанту полягає у виплавленні вихідного сірого чавуну (СЧ) в плавильному агрегаті з наступним заливанням розплаву в ливарну форму, де в ливниковій системі він розділяється на два потоки (рис. 1). Перший потік при русі до однієї частини порожнини форми проходить крізь реакційну камеру з карбідостабілізуювальним модифікатором (КМ), а другий потік на шляху руху до іншої частини порожнини форми про-

ходить через реакційну камеру із сфероїдизувальним модифікатором (СМ). У разі незмішування двох різномодифікованих в ливарній формі потоків рідкого чавуну очікується отримання виливка в одній частині з білого твердого зносостійкого чавуну (БЧ), а в іншій частині – з в'язкого ударостійкого високоміцного чавуну з кулястим графітом (ВЧ).

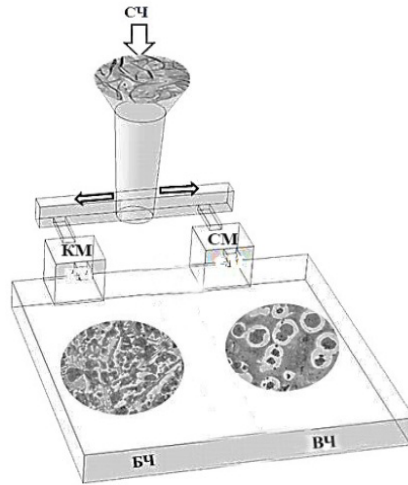


Рис. 1. Схема технологічного варіанту отримання виливків з диференційованою структурою та властивостями

Однак, як свідчать результати лабораторних випробувань, при реалізації запропонованого технологічного варіанту без додаткових заходів замість очікуваних виливків з диференційованою структурою та властивостями в різних їх частинах (боковинах) кристалізувалися виливки з чавуну з відносно однорідною структурою. Причиною цього є гідродинамічне перемішування різномодифікованих потоків при заливанні форм рідким чавуном і подальший конвективно-дифузійний перерозподіл в рідко-твердому сплаві елементів-модифікаторів з однієї частини в іншу, що призводило до усереднення хімічного складу і, як наслідок, сприяло формуванню однорідної структури та властивостей чавуну у всьому об'ємі виливка.

Для запобігання гідродинамічного перемішування та перерозподілу елементів в об'ємі виливка вирішили встановити за віссю симетрії порожнини ливарної форми тверду розділову перегородку з листової оцинкованої сталі, яка буде слугувати бар'єром для змішування різномодифікованих розплавів чавуну.

З метою визначення оптимальних технологічних параметрів процесу виготовлення виливків з диференційованою структурою і властивостями в ливарній формі з перегородкою провели експериментальні дослідження з виявлення впливу початкової товщини твердої перегородки та температури розплаву при заливанні в ливарну форму, як найбільш впливових факторів. При цьому для отримання експериментальних виливків ливарні форми із встановленими в їх порожнину перегородками з оцинкованої листової сталі товщиною 0,5, 1,0 і 1,3 мм заливали рідким вихідним чавуном з температурою 1380; 1420 та (1480 ± 10) °С.

В результаті дослідження встановили, що для запобігання змішування різномодифікованих чавунів в загальній ливарній формі доцільно використовувати перегородки з оцинкованої сталі товщиною 1,0 мм. При цьому температура рідкого чавуну при заливанні форми не повинна перевищувати (1420 ± 10) °С.

За рекомендованими технологічними режимами в лабораторних умовах з вихідного базового сірого чавуну були отримані двобічні виливки із структурою і властивостями твердого зносостійкого білого чавуну в лівій частині (боковині) та з високоміцного чавуну з кулястим графітом – в правій частині (боковині).

Фесенко М.А., Косячков В.О., Фесенко А.М.¹, Лук'яненко І.В., Михалевич Д.О.

(НТУУ «КПІ», м. Київ, ¹ДДМА, м. Краматорськ)

МЕТОД ВИГОТОВЛЕННЯ ДВОШАРОВИХ ЧАВУННИХ ВИЛИВКІВ

E-mail: fesenkoma@mail.ru, fesmak@ukr.net

Двошарові чавунні виливки знаходять більш широке застосування при виготовленні броньованих плит, розмелювальних тіл кульових млинів, щік і молотків дробарок, прокатних валків, кранових, конвеєрних і вагонних коліс та інших деталей.

Робоча частина (поверхня) таких деталей повинна мати високу твердість і зносостійкість, а серцевина – в'язкість та ударостійкість.

Високу зносостійкість робочої поверхні виливків достатньою мірою може забезпечити білий чавун з карбідами заліза і інших елементів в ледебуритній евтектиці, а підвищену пластичність і ударну в'язкість – високоміцний чавун з кулястим графітом феритного класу.

На практиці виробництво двошарових чавунних виливків здійснюється різними методами. Найчастіше – послідовним заливанням ливарної форми різними чавунами через дві незалежні ливникові системи з паузою між заливаннями; виливанням рідкого залишку одного чавуну з доливанням серцевини іншим чавуном; відцентровим литвом з пошаровим заливанням різними чавунами виливниці, яка обертається, та іншими методами.

Загальними недоліками більшості відомих методів є необхідність використання спеціального обладнання та виплавляння різних чавунів у двох плавильних агрегатах, що значно ускладнює технологічний процес і збільшує собівартість литва.

На кафедрі ливарного виробництва чорних і кольорових металів Національного технічного університету України «КПІ», спільно із співробітниками кафедри технології та обладнання ливарного виробництва Донбаської державної машинобудівної академії запропоновано новий метод отримання двошарових виливків з диференційованою структурою і властивостями в різних шарах, що усуває вище викладені недоліки.

Сутність методу полягає у виплавлянні вихідного розплаву чавуну в одній печі і розділенні його при заливанні ливарної форми в ливниковій системі на два потоки, один з яких, що поступає в одну частину порожнини форми, модифікується в реакційній камері ливарної форми з відповідною зміною структури в процесі подальшої кристалізації.

Для підтвердження реалізації запропонованого методу отримання двошарових чавунних виливків з диференційованою структурою і властивостями в нижніх і верхніх шарах (частинах) як об'єкт дослідження вибрали призматичний вилівок розміром 240×120×50 мм і масою 10,0 кг, з двома незалежними ливниковими системами.

Експериментальні виливки отримували шляхом заливання частини розплаву вихідного білого чавуну через першу ливникову систему, яка підводить метал безпосередньо в порожнину ливарної форми, з подальшим доливанням після тимчасової витримки вихідним білим чавуном незаповненої частини порожнини через іншу ливникову систему, яка включає в себе реакційну камеру із сфероїдизувальним феросиліцій-магнієвим (ФСМг7) модифікатором.

В результаті досліджень встановили, що диференціація структури і властивостей чавуну у верхній і нижній частинах вилівка з товщиною стінки 50 мм і масою 10 кг досягається в діапазоні тимчасової витримки між двома етапами заливання форми в 1,5...2,0 хв.

При цьому в нижній частині вилівка кристалізується білий чавун із структурою, яка складається з дендритів первинного аустеніту, між якими розташовується ледебуритна евтектика. У верхній частині вилівка кристалізується високоміцний чавун з включеннями графіту кулястої форми в ферито-перлітній металевій матриці. Твердість верхньої поверхні вилівка в литому стані становила 220...240 НВ, а нижньої робочої поверхні – 380...420 НВ.

Запропонований метод отримання двошарових виливків перспективний для впровадження на промислових підприємствах при виготовленні виливків, призначених для роботи в умовах ударних навантажень і абразивного зносу.

Хромоногіх О.В., Рибак В.М., Лисюк Р.О., Куцик І.Г.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

ОЦІНЮВАННЯ ЯКОСТІ ДОМЕННОГО КОКСУ

E-mail: mcaxe1@rambler.ru

Найбільша кількість коксу, який виготовляється в світі, використовується в доменному виробництві. Сучасний доменний процес характеризується високою інтенсивністю, яка досягається за рахунок підготовки шихти, використання високої температури дуття та інших заходів. Це дозволяє знизити витрати коксу на тонну чавуну, але до якості коксу вимоги стають все більш жорсткими.

Крупність і механічна міцність коксу відображає вплив усіх генетичних і технологічних факторів його виробництва: склад і властивості вугільних шахт, їх підготовки, умов коксування, тушіння і сортування. Вони визначають роботу доменних печей, а також інших споживачів, і тому являються найбільш важливими показниками якості коксу. Для їх оцінювання у постачальника і споживача обрані і використовуються наступні показники: зольність, вологість, гранулометричний склад, механічна міцність та реакційна здатність.

В результаті вдосконалення підготовки залізородних матеріалів до доменної плавки значно знижується їх крихкість (сортований агломерат до 10...30 мм, окатиші до 10...15 мм), збільшується міцність і абразивність. Тому актуальне зниження верхньої межі крихкості і збільшення рівномірності гранулометричного складу коксу, що повинно сприяти зниженню його питомих витрат на виплавку чавуну.

Кокс, як і раніше, залишається важливим джерелом тепла, відновником і розпушувачем. Але споживання коксу визначається вже не стільки тепловим балансом доменної плавки, скільки необхідністю забезпечити визначену газопроникність стовбура шихтових матеріалів, яка у більшості залежить від крупності і рівномірності шматків коксу. У зв'язку з цим, роль цих характеристик зростає. Гранулометричний склад коксу повинен бути близьким до гранулометричного складу іншої частини шихти.

В перспективі основною вимогою до гранулометричного складу буде вміст в ньому класу 40...60 мм, сукупність механічних властивостей якого в найбільшому ступені відповідає вимогам доменного процесу. В той же час немає достатніх підстав для відмовлення від використання в доменній плавці коксу крупністю 60...80 мм і від сортування товарного коксу крупністю 25...80 мм на вузькі класи 25...40 і 40...80 мм з роздільною їх подачею в доменні печі.

Міцність коксу визначається ступенем зміни його гранулометричного складу під дією руйнівних зусиль. У всьому світі широко використовувалися і використовуються методи визначення механічних властивостей коксу за його міцністю в холодному стані (I40, I10, M40, M25, M10) та після високотемпературної взаємодії з CO₂ (CSR).

Роль хімічної активності коксу неоднозначна на різних горизонтах доменної печі. Спеціалісти, які мають досвід експлуатації доменних печей великих об'ємів, вважають, що сучасна форсована доменна плавка вимагає коксу зниженої реакційної здатності. Справедливо також і те, що чим краще підготовлені плавильні матеріали, тим менше реакційна здатність коксу впливає на його витрати і інтенсивність плавки.

Таким чином, якість доменного коксу великою мірою визначає роботу доменної печі, що впливає як на техніко-економічні показники доменної плавки, так і на якість продукту доменної плавки – чавуну.

При виробництві доменного коксу можна деякою мірою впливати на показники його якості. При цьому значення показників якості доменного коксу необхідно обирати, використовуючи параметри доменної печі та умов процесу, в яких кокс буде використовуватися. Параметри якості коксу необхідно закладати ще на етапі його виробництва.

Ще однією необхідною умовою ефективної і правильної роботи сучасних доменних печей є постійність усіх показників якості коксу.

Чайковський О.А., Олійник С.Г.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

МОРФОЛОГІЯ ВКЛЮЧЕНЬ ГРАФІТУ ПРИ ПЕРЕПЛАВІ ЧАВУНУ З КУЛЯСТИМ ГРАФІТОМ

E-mail: silvestr@i.ua

Найбільш поширеним у світовій практиці способом отримання високоміцного чавуну є магнієвий процес, заснований на введенні в розплав металевого магнію, магнієвих лігатур і комплексних модифікаторів, які містять магній. Але в літературі відсутні дані про процес десфероїдизації графіту при повторному переплавленні чавуну з кулястим графітом. У зв'язку з цим метою даної роботи було розроблено методику вивчення кінетики переходу графітових включень від кулястої до пластинчастої форми при повторному переплавленні чавуну з кулястим графітом.

В ході проведення експерименту було використано 3 зразки, які нагрівали до температури 1120...1170 С та витримували протягом 30, 45 та 120 секунд.

Металографічний аналіз зразків показав, що всі зразки мають характерні зони, незалежно від часу витримки:

- зону вихідного чавуну (частина зразка, яка не перегрівалась вище температури плавлення);
- перехідну зону, яка знаходилася на межі температур плавлення і температур твердої фази;
- зону з пластинчастим графітом (частина зразка, яку примусово проплавили протягом певного часу).

Для визначення ширини перехідної зони було зроблено виміри з 5 полів зору для кожного зразка. За результатами вимірів було встановлено (табл. 1).

Таблиця 1 – Характеристика перехідної зони

Час витримки, с	Ширина перехідної зони, мм					середнє, мм
	поля зору					
	1	2	3	4	5	
30	1,0	0,9	0,9	1,0	1,0	0,96
45	1,1	1,0	1,1	1,1	1,1	1,08
120	2,3	2,2	2,4	2,2	2,1	2,25

За результати металографічного дослідження був встановлений ступінь сфероїдизації графіту та середня кількість графітових включень (табл. 2).

Таблиця 2 – Результати металографічного дослідження

Час плавлення зразка, с	Середня ширина перехідної зони, мм	Ступінь сфероїдизації графіту, %	Середня кількість графітових включень, %
Вихідний чавун	–	95...98	12,3
30	0,96	75...77	11,7
45	1,08	55...60	10,1
120	2,25	50...55	12,2

За результатами роботи зроблені наступні висновки:

Всі зразки мають три основні зони: зону з кулястим графітом, перехідну зону та зону з пластинчастим графітом.

При постійній температурі витримки ширина перехідної зони зі зменшенням часу від 120 с до 30 с зменшується від 2,25 мм до 0,96 мм відповідно.

Розмір графітових включень в перехідній зоні при збільшенні часу від 30 с до 120 с зменшується від 24 мкм до 18 мкм.

Якщо розглядати процеси, які відбуваються при різних тривалостях витримки як складові одного процесу, то можна припустити наступний механізм кінетики зміни форми графіту: в зоні, яка знаходилась між тією частиною зразка, що розплавлялась і тією, що примусово охолоджувалась, відбувся розпад кулястого графіту з утворенням пластинчастого за рахунок випаровування залишкового магнію з чавуну при температурі 1150 °С.

Чайковський О.А., Шимов Є.В.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

ЛЕГУВАННЯ ЧАВУНУ ТУГОПЛАВКИМИ ФЕРОСПЛАВАМИ

E-mail: zheka_shymov@mail.ru

Щоб підвищити експлуатаційні властивості чавунів, в них при виробництві додають різні легувальні хімічні елементи. Легування дозволяє поліпшити такі характеристики чавунів:

- міцність;
- жаростійкість;
- жароміцність;
- крихкість (у бік зменшення).

При легуванні чавуну високотемпературними феросплавами у формі, легувальні елементи не встигають розчинитися, оскільки їх температура плавлення набагато вища, ніж у чавуну. Для вирішення цієї проблеми перегрівати чавун до таких температур не є доцільним. Тому запропоновано використовувати залізоалюмінієву термітну суміш, яка має температуру плавлення 2000...2800 °С. Використання термітних сумішей дає змогу отримати на виході двошаровий виливок з однією поверхнею – легованою, а іншою – не легованою. Це в свою чергу дає змогу об'єднати різні властивості, такі як міцність, жаростійкість і т.д.

Кінетика переходу легувальних елементів із зернистого модифікатора в рідкий чавун при модифікуванні у формі лімітується швидкістю протікання тепло- і масообмінних процесів.

Метою роботи є дослідження кінетики плавлення надтугоплавкого феросплаву в середовищі алюмінієвого терміту. Для досягнення поставленої мети необхідно:

1. Дослідити вплив геометричних розмірів та щільності заряду залізоалюмінієвого терміту на швидкість протікання реакції.
2. Дослідити кінетику протікання реакції в залежності від співвідношення феросплав/терміт, гранулометричного складу феросплаву, співвідношення площі контакту феросплав/терміт.
3. Визначити параметри керування протіканням реакції горіння залізоалюмінієвого терміту для плавлення надтугоплавкого феросплаву.

Для проведення досліджень швидкості горіння терміту в залежності від діаметру технологічної проби використовували циліндричну форму з піщано-глинястої суміші. В формі виготовляли циліндричні порожнини висотою 50 мм та діаметром 15, 25, 35, 50 мм. Використовували залізоалюмінієвий терміт складу $Fe_3O_4 - 75\%$, $Al - 25\%$. Підпалення залізоалюмінієвого терміту здійснювали за допомогою електричної дуги.

Для дослідження кінетики плавлення впливу кількості феробору в середовищі залізоалюмінієвого терміту було використано відкриту форму з піщано-глинястої суміші з циліндричним отвором $d = 50$ мм, $h = 50$ мм.

За результатами досліджень встановлено, що швидкість просування фронту реакції залежить від висоти заряду залізоалюмінієвого терміту та має прямопропорційну лінійну залежність. При зміні висоти заряду терміту від 25 до 50 мм час протікання реакції змінюється від 4 до 8 с. Площа поперечного перерізу заряду не впливає на лінійну швидкість горіння залізоалюмінієвого терміту. Зміна співвідношення площі взаємодії феросплав-терміт в межах 0...0,18 призводить до уповільнення проходження реакції горіння терміту. Час горіння змінюється від 8 до 17 с.

Чернявський В.В., Юркова О.І.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

ВПЛИВ АІ НА ФАЗОВИЙ СКЛАД І КІНЕТИКУ ПРОЦЕСУ МЕХАНІЧНОГО ЛЕГУВАННЯ ВИСОКОЕНТРОПІЙНИХ СПЛАВІВ СИСТЕМИ $Al_x-Cu-Ni-Fe-Ti$

E-mail: vadikv13@gmail.com

Робота присвячена дослідженню впливу концентрації Al на формування фазового складу та кінетику процесу механічного легування (МЛ) багатокомпонентних $Al_xCuNiFeTi$ сплавів, де $x = 0; 0,5; 1$ моль.

МЛ проводилося в високоенергетичному планетарному млині в розмольних стаканах із нержавіючої сталі з розмольними шарами зі сталі ШХ6, Ø 10 мм, в середовищі спирту із співвідношенням маси порошку до маси шарів 1:10 відповідно.

Фазові перетворення та формування структури сплавів на різних етапах МЛ досліджували за допомогою рентгенівського дифрактометра Rigaku Ultima IV (Японія) в монохроматичному мідному $K\alpha$ -випромінюванні.

Під час синтезу сплаву $Al_{0,0}CuNiFeTi$ вже на перших етапах МЛ (1 год.) відбувається процес сплавоутворення, про що свідчить перекриття дифракційних максимумів від Cu, Ni і Fe (рис. 1). Збільшення часу МЛ до 5 год. відображається в розширенні дифракційних максимумів і зменшенні їх інтенсивності, що є наслідком диспергування зеренної структури порошків до нанокристалічної за рахунок безперервної динамічної рекристалізації. При цьому відбувається формування двох твердих розчинів: β -фази ОЦК і α -фази з ГЦК структурою, також відбувається повне розчинення Ti, на що вказує відсутність дифракційного максимуму на куті $2\theta \approx 35^\circ$. Це свідчить про закінчення процесу сплавоутворення. Підтвердженням цього є відсутність змін у дифракційній картині, тобто відсутність фазових та структурних перетворень при збільшенні часу МЛ до 10 год.

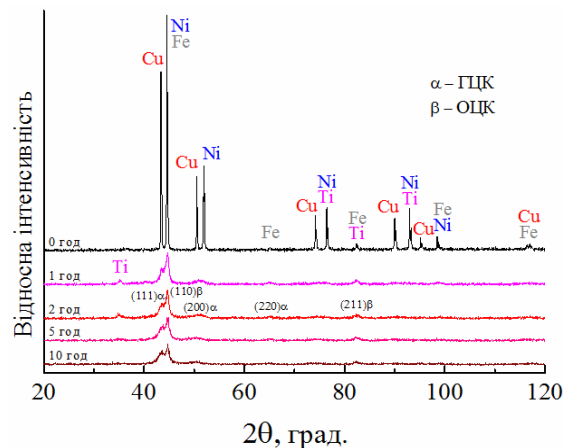


Рис. 1. Спектри рентгенівської дифракції на різних етапах МЛ сплаву $Al_{0,0}CuNiFeTi$

При додаванні 0,5 моль Al, процес МЛ сповільнюється. Так у сплаві $Al_{0,5}CuNiFeTi$ сплавоутворення починає протікати після 2 год. МЛ (рис. 2, а), та лише після 5 год. МЛ спостерігається формування двох твердих розчинів ОЦК і ГЦК: β -фаза і α -фаза. Збільшення часу МЛ до 10 год. сприяє формуванню ОЦК-твердого розчину та невеликої кількості ГЦК-фази, при цьому спостерігається неповне розчинення Ti.

МЛ сплаву $AlCuNiFeTi$ починає відбуватись після 2 год. МЛ (рис. 2, б). Формується ОЦК-твердий розчини і невелика кількість ГЦК-твердого розчину. Протягом 15 год. МЛ проходить повне розчинення Ti і ГЦК-фази з утворенням пересиченого твердого розчину із ОЦК кристалічною решіткою.

З вищерозглянутих досліджень зроблено висновок, що алюміній є стабілізатором ОЦК-фази, оскільки в сплаві $Al_{0,0}CuNiFeTi$ присутні дві фази ОЦК і ГЦК. При збільшенні концентрації Al частка ОЦК-твердого розчину в сплаві збільшується, про що свідчить співвідношення інтенсивності дифракційних максимумів (110) ОЦК та (111) ГЦК. При цьому збільшується час до початку активації процесу МЛ та збільшується час процесу МЛ.

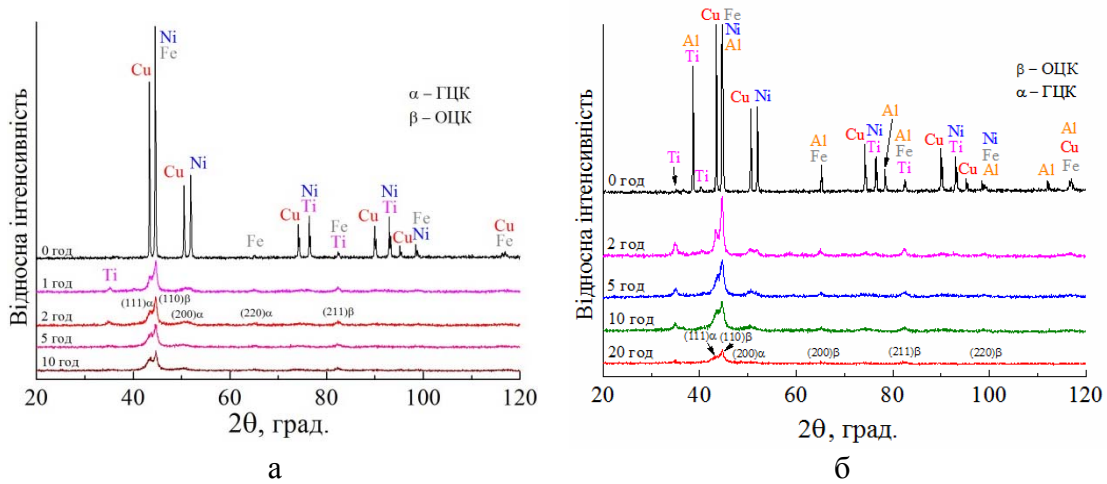


Рис. 2. Спектри рентгенівської дифракції на різних етапах МЛ: а – $Al_{0,5}CuNiFeTi$; б – $Al_{1,0}CuNiFeTi$

Шалевская И.А., Тарасевич Н.И.¹, Токарева О.О.¹

(ВНУ им. В. Даля, г. Северодонецк, ¹ФТИМС НАН Украины, г. Киев)

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ОБРАЗОВАНИЯ ВЫБРОСОВ ВРЕДНЫХ ВЕЩЕСТВ ИЗ ЛИТЕЙНЫХ ПЛАВИЛЬНЫХ ПЕЧЕЙ

E-mail: into66@mail.ru

Проблема загрязнения атмосферы промышленными выбросами является глобальной. В литейных цехах около 40...50% газообразных и пылевых отходов приходится на долю плавильных агрегатов. В связи с актуальностью вопроса в работе было проведено исследование образования выбросов загрязняющих веществ из плавильных печей с целью определения возможности математического моделирования процесса.

Результатом проведенной работы стали анализ полученных данных, построение регрессионных моделей и проверка их адекватности.

Изучалось влияние технологических параметров и температурных показателей процесса плавки чугуна на количество выбросов вредных веществ.

Было проведено 16 экспериментов, при этом независимых параметров было 6, функций отклика – 4 (табл. 1).

Таблица 1 – Перечень факторов

Исследуемые факторы						Контролируемые показатели, г/т			
C	Si	S	P	Mn	Q	SiO ₂	NO ₂	SO ₂	CO
%					кг				

Поскольку количество экспериментов недостаточно для получения моделей вида «полный квадрат» (линейные члены, квадраты и взаимодействия факторов), были получены модели, включающие только линейные члены и квадраты:

$$SiO_2 = 13661,0 - 6883,73 C - 19,9192 Si C + 90973,7 S - 81138,9 P + 0,740571 Q + 952,624 C^2 - 1853140,0 S^2 + 491311,0 P^2 + 29,1594 Mn^2 - 0,000120754 Q^2; R^2 = 99,5977; \tag{1}$$

$$NO_2 = (- 5071,4) + 3086,43 C + 154,946 Si - 1550,04 S + 7,03491 Mn - 0,45843 Q - 427,386 C^2 - 36,7815 Si^2 + 0,0000845438 Q^2; R^2 = 68,5521; \tag{2}$$

$$SO_2 = (- 19547,7) + 11791,6 C + 842,173 Si - 214423,0 S + 33,1728 Mn - 1632,65 C^2 - 197,257 Si^2 + 4387140 S^2; R^2 = 74,0515; \tag{3}$$

$$CO = 19551,7 - 323,099 C - 3345,29 Si - 695254,0 P + 10,1948 Q + 774,095 Si^2 + 4219890 P^2 + 193,952 Mn^2 - 0,00185573 Q^2; R^2 = 64,8641. \quad (4)$$

Для наглядной демонстрации влияния отдельных факторов в многофакторных моделях были построены графики зависимости функций отклика от каждого из независимых параметров в пределах их области определения.

В результате проведения научных исследований получены следующие результаты:

- определена зависимость между образованием выбросов вредных веществ из плавильных печей и технологическими параметрами плавки:

1) при содержании в сплаве углерода в пределах 3,60...3,62% увеличивается количество выбросов окислов азота (NO_2) и серы (SO_2), при этом количество выбросов пыли (SiO_2) и окислов углерода (CO) незначительно уменьшается;

2) содержание фосфора (P) и серы (S) в сплаве незначительно влияют на количество выбросов в связи с малым интервалом варьирования;

3) во всех моделях прослеживается увеличение количества выбросов при увеличении содержания марганца;

4) для минимизации количества выбросов содержание кремния (Si) должно приближаться к верхнему уровню, то есть 2,18...2,20%, марганца (Mn) – к нижнему 0,50...0,55%, содержание углерода (C) – 3,4...3,5%; объем плавки (Q) в трехтонной печи составлять 2500...2650 кг;

- предложена математическая модель образования выбросов;

- построены графики зависимости функций отклика от каждого из независимых параметров.

Предложенные регрессионные модели можно применять для расчета вентиляции, реконструкции производства, а также расчета и согласования предельно допустимых показателей выбросов.

Шаломеев В.А., Цивирко Э.И., Слынько Г.И., Глотка А.А., Морозов Д.А.

(ЗНТУ, г. Запорозьє)

УПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕМ И СВОЙСТВАМИ ОТЛИВОК ИЗ МАГНИЕВОГО СПЛАВА МЛ15 ДЛЯ АВТОМОБИЛЬНЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ

E-mail: gr@radiocom.net.ua

Использование магниевых сплавов в производстве автомобильных двигателей открывает широкие возможности для уменьшения их массы, обеспечивая при этом повышение коэффициента полезного действия, уменьшение расхода топлива и дальности пробега автомобиля. При этом детали из магниевых сплавов обладают достаточными пластическими характеристиками, обеспечивающими им высокую сопротивляемость смятию и ударную вязкость в сочетании с повышенной усталостной прочностью, а также хорошую способность поглощать шум и вибрацию. Постоянное развитие и совершенствование автомобильных двигателей выдвигает повышенные требования к деталям из магниевых сплавов, что обуславливает необходимость улучшения их механических свойств и жаропрочности.

Известно, что химические элементы и их содержание могут изменять структуру и свойства магниевых сплавов. На основе атомно-электронного строения элементов обоснован выбор и определены элементы (Si, Sc, Ti, Zn, Ge, Y, Zr, Ag, Sn, Nd, Hf, и Pb), способные улучшать структуру, механические свойства и жаропрочность отливок из сплава МЛ15. Установлено, что предел прочности исследуемых сплавов растет с увеличением содержания элемента до 1,0 %, а пластичность повышается только при содержании элементов в диапазоне 0,05...0,1 %. Сильнее упрочняют сплав Zr, Hf, Sc, Nd, а улучшают его пластичность Y, Ti, Nd, Sc.

В результате проведенных исследований определена роль интерметаллидных фаз,

образуються при легировании магниевых сплавов. Установлено, что размер микрозерна сплава определяется объемным процентом образующихся интерметаллидов. Исследована зависимость морфологии и топологии этих фаз от химического состава магниевых сплавов и их влияние на структуру и свойства металла. Показано, что легирование магниевых сплавов измельчает интерметаллидную фазу. При этом большее влияние на улучшение механических свойств магниевых сплавов оказывали сферические интерметаллиды меньших размерных групп, а жаропрочность магниевых сплавов увеличивалась с повышением температуры плавления легирующих элементов и определялась в первую очередь количеством термостойкой интерметаллидной фазы.

Проведенными исследованиями установлено, что с помощью микролегирования изученными элементами можно управлять структурообразованием магниевых сплавов и заметно улучшать качественные показатели отливок.

Шейко О.І.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

**ЗАПОБІГАННЯ УТВОРЕННЯ ПРИГАРУ НА ВИЛИВКАХ, ЯКІ
ВИГОТОВЛЯЮТЬСЯ В РАЗОВИХ ПІЩАНИХ ФОРМАХ**

E-mail: a_sheiko@ukr.net

Чавунні та сталеві виливки, які отримують в піщаних формах, мають ряд дефектів поверхні, таких як пригар, ужимини, піщані раковини та включення. Основними причинами утворення цих дефектів є проникнення рідкого металу в поверхню форми, фізико-хімічна взаємодія з матеріалом та газовим середовищем ливарної форми, знеміцнення, відшарування та змивання частини поверхні форми під дією теплоти та потоку металу, який заливається [1].

Основним способом запобігання утворенню пригару та інших поверхневих дефектів на виливках, які отримують в разових піщаних ливарних формах, на сьогодні є використання протипригарних покриттів на основі високовогнетривних наповнювачів. Такі покриття повинні мати високі технологічні властивості при кімнатних та, особливо, при високих температурах.

При заливанні рідкого металу в форму та його контакт з поверхнею форми або стрижня з нанесеною протипригарною фарбою, шар протипригарного покриття піддається з одного боку ерозійній дії та згинальному навантаженню з боку рідкого металу, а з другого – тиску газів з боку форми або стрижня. В цей момент важливо, щоб протипригарне покриття зберігало суцільність і не відшаровувалося від поверхні форми або стрижня. Звідси зрозуміло, що важливою і необхідною умовою запобігання утворення пригару та інших поверхневих дефектів є висока міцність шару протипригарного покриття на згин та достатня його міцність зчеплення з поверхнею форми або стрижня до контакту і при контакті рідкого металу з пофарбованою поверхнею.

Міцність протипригарних покриттів при температурах заливання металу в форму визначається видом зв'язувального матеріалу та його термостійкістю. Найнижчу міцність при нагріванні мають протипригарні покриття з органічними зв'язувальними компонентами, в тому числі самовисихаючі, які використовуються для фарбування форм та стрижнів із ХТС. Найбільш високу міцність при нагріванні мають водні протипригарні покриття з неорганічними зв'язувальними компонентами, наприклад, фосфатними, алюмінатними та інш.

Для підвищення міцності протипригарних покриттів при температурах заливання, в першу чергу з органічними зв'язувальними компонентами, запропоновано до складу покриттів додавати спеціальні домішки, які прискорюють протікання процесу низькотемпературного спікання в шарі покриття. Такі домішки забезпечують рідкофазне або твердофазне спікання шару протипригарного покриття, яке нанесене на поверхню ливарної форми або стрижня, при нагріванні теплотою металу, який заливається в форму. Прове-

деними дослідженнями встановлено, що як такі домішки можуть бути використані хлориди, фториди, сульфати, фосфати та інші неорганічні матеріали. Міцність на згин таких протипригарних покриттів на достатньо високому рівні зберігається при нагріванні до 1200 °С і вище.

Проведеними дослідженнями був розроблений та випробуваний в виробничих умовах широкий спектр водних та самовисихаючих протипригарних покриттів з різними вогнетривними наповнювачами – цирконом, електрокорундом, дистен-силіманітом, магнезитом, хромітом, хромо-магнезитом та інш. Запропоновані протипригарні покриття дозволяють виготовляти середні та крупні виливки без пригару та інших дефектів.

Отримати протипригарне покриття з високою міцністю при високих температурах не повинно стати самоціллю. Важливо, щоб шар покриття при температурах заливання металу в форму та контакті з ним мав достатню міцність зчеплення з поверхнею ливарної форми, що визначається поверхневою міцністю форми. Як встановлено дослідженнями, більшість формувальних і стрижневих сумішей мають недостатню або дуже низьку поверхневу міцність при нагріванні, особливо суміші з органічними зв'язувальними компонентами. Тому, при використанні навіть високотермостійких покриттів з високою міцністю при згині спостерігається утворення пригару та ужимин на виливках.

Підвищити міцність зчеплення шару протипригарного покриття з поверхнею форми або стрижня можна шляхом поверхневого зміцнення форм і стрижнів спеціальними розчинами. Для приготування зміцнювальних розчинів можуть використовуватися водні або самовисихаючі зв'язувальні компоненти, які широко використовуються в практиці ливарних цехів. Як показали проведені виробничі випробування, при використанні розроблених складів протипригарних покриттів, які спікаються, та одночасному зміцненні поверхні форм і стрижнів зміцнювальними розчинами, гарантується висока чистота поверхні навіть крупних і товстостінних виливків, які виготовляються в разових піщаних формах.

Література:

1. Дорошенко С.П., Дробязко В.М., Ващенко К.И. Получение отливок без пригара в разовые песчаные формы. – М.: Машиностроение, 1978. – 208 с.

Шинский В.О., Дорошенко В.С.

(ФТИМС НАН Украины, г. Киев)

КАСКАДНЫЕ ЛИТНИКОВЫЕ СИСТЕМЫ ПРИ ЛГМ

Важным преимуществом литья по газифицируемым моделям, наряду с повышением точности литья, является возможность достижения высокой металлоемкости формы, недостижимой для литья в разъемных формах, а также сокращение процессов формовки и заливки форм металлом. Пример модельного блока с десятками моделей «гильза» показан на рис. 1. Основу его конструкции составляет каскадная (трехуровневая) литниковая система, несущая на себе десятки отливок и позволяющая их запитать в оптимальном режиме, включая шлакоотделение благодаря специальным утолщениям (уловителям шлака) на концах горизонтальных коллекторов. На рис. 1 в верхнем ряду показаны модельный блок и литниковая система, в нижнем ряду – блок отливок «гильза», отдельная отливка «гильза» и блок моделей «корпус электродвигателя».

С уменьшением массы литых конструкций для изделий машиностроения, в первую очередь транспортных средств, ЛГМ-процесс при росте металлоемкости форм позволяет увеличить выход годного и экономить формовочные материалы. В развитие таких возможностей в настоящее время под руководством проф. Шинского О.И. ведется разработка научных и технологических основ по созданию литых конструкций из черных и цветных сплавов, оптимальных процессов их получения и автоматизированных методов проектирования. Литейные процессы точных (специальных) методов литья, созданные во

ФТИМС, как ЛГМ, литье по растворимым, выжигаемым, ледяным моделям в контейнерных неразъемных формах, в сочетании с литьем в вакуумируемую или оболочковую формы (с их экологическими достоинствами) под давлением или гравитационной заливкой имеют значительный потенциал для снижения массы отливок. Последнее возможно на основе применения созданных во ФТИМС высокопрочных сплавов, методов армирования и специальной обработки металла. Расчет каскадных литниковых систем при ЛГМ вели по работам [1, 2], а оптимизация относительно гидравлики возможна согласно патенту UA 90494 «Пространственная металлическая отливка».



Рис. 1. Примеры конструирования модельных блоков на базе каскадной литниковой системы (фотографии взяты с сайта www.lgm.com.ua)

Литература:

1. Шуляк В.С. Литье по газифицируемым моделям. – СПб.: Профессионал, 2007.– 408 с.
2. Шинський О.Й. Науковий твір: Директивна технологія «Организация произ-ва отливок из стали, чугуна, медных и алюм. сплавов по газ. моделям в объеме 1000 т/год в условиях ОАО «Завод «Легмаш»». Свід-во про реєстрацію авт. права 52483. – Вид. Держ. службою інтелект. власності України, 09.12.2013.

Щерецкий А.А., Абрамов В.А., Лахненко В.Л., ¹Бакай С.А.

(ФТИМС НАН України, г. Київ, ¹ХФТИ, г. Харків)

ПОЛУЧЕНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ

Исследованы процессы перехода сплава $Zr_{62,5}Cu_{19}Ni_9Al_7Nb_{2,5}$ из аморфного состояния в наноструктурное и кристаллическое. Определены параметры процесса кристаллизации сплава: температура стеклования (T_g), температура кристаллизации (T_x), энергия активации кристаллизации (E_a). Изучено влияние на кристаллизацию сплава предварительной термообработки. Путем термической обработки указанного аморфного сплава получены наноструктурные материалы.

В аморфном состоянии сплав был получен методом спиннингования в виде ленты шириной 6 мм и толщиной 55 мкм. Низкотемпературную (продолжительную) термическую обработку ленты из аморфного сплава выполняли в среде очищенного аргона. Образцы нагревались до заданной температуры со скоростью 20 град/мин, подвергались изотермической выдержке требуемой продолжительности и охлаждались также со скоростью 20 град/мин. Высокотемпературную (кратковременную) термообработку выполняли в расплавах металлов (свинец, олово). Образцы заворачивались в алюминиевую фольгу толщиной 0,05 мм, погружались в нагретый до требуемой температуры расплав и выдерживались в течение одной минуты. Затем образцы вынимали и погружали в воду при комнатной температуре.

Исследованы структура и механические характеристики полученных материалов. Установлено, что структура полученных наноматериалов представляет собой аморфную матрицу с включениями интерметаллидов размером порядка 10 нм, их прочность на 30...40% выше, чем у исходного аморфного сплава.

Теплофизические свойства образцов исследовали методами дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) на приборе STA 449F1 немецкой фирмы NETZSCH и методом динамического термомеханического анализа (ДМА) на приборе DMA 242C той же фирмы. Температуру и теплоту кристаллизации из аморфного состояния определяли методом ДСК.

Энергию активации кристаллизации сплавов рассчитывали по методу Киссинджера, для чего образцы сплавов при ДСК-исследовании нагревали со скоростью 1, 2, 5, 10 и 20 град/мин.

Контроль структуры сплавов выполняли рентгеноструктурным методом на дифрактометре ДРОН-3М в монохроматическом K_α – Fe-излучении. Исследование структуры образцов выполняли на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) ZEISS EVO 50XVP и электронном микроскопе на просвет (ПЭМ) JEM-100CX.

Предел прочности (σ_b) сплавов рассчитывали по результатам измерения микротвердости. Для определения микротвердости образцов использовали микротвердомер ПМТ-3 при нагрузке на индентор 100 г. Модуль упругости сплавов определялся методом ДМА.

Исследование аморфного сплава $Zr_{62,5}Cu_{19}Ni_9Al_7Nb_{2,5}$ позволило выявить две перспективные температурные области его термической обработки с целью получения наноструктурных материалов. Для обработки с целью повышения прочности на 250...300 МПа и сохранения максимального модуля упругости требуется продолжительная изотермическая выдержка, оптимальной является температура 380 °С. Кратковременная обработка в интервале температур $T_{x1}...T_{x2}$, т.е. между пиками кристаллизации на кривой ДСК ($\approx 450^\circ\text{C}$) обеспечивает повышение прочности на 500 МПа, но модуль упругости при этом несколько уменьшается. Полученные результаты показывают возможность получения наноматериалов с высокими механическими характеристиками путем термообработки аморфного сплава $Zr_{62,5}Cu_{19}Ni_9Al_7Nb_{2,5}$.

Щукін С.О.¹, Забелло Є.І.²

(¹НТУУ «КПІ», ²МЦ ІПО НАН України, м. Київ)

ОСОБЛИВОСТІ ХАРАКТЕРУ РУЙНУВАННЯ МАТЕРІАЛУ ПІД ДІЄЮ ЛАЗЕРНОГО ВИПРОМІНЮВАННЯ В ІМПУЛЬСНОМУ РЕЖИМІ РОБОТИ ЛАЗЕРА

E-mail: lorlay76@gmail.com

Лазерні технології все дедалі більше використовуються в машинобудуванні та мають ряд різноманітних застосувань: для різання металів, підготовки поверхні матеріалу, створення різноманітних покриттів, контроль якості виплавленої продукції тощо. Під дією лазерного випромінювання матеріал руйнується, й постає питання про характер руйнування і можливості контролю за цим процесом. Одним із можливих шляхів управління процесом може бути зміна параметрів лазерного випромінювання, до яких відносять тривалість імпульсу, енергію в імпульсі і частоту проходження імпульсів, оскільки в залежності від цих параметрів змінюється характер руйнації речовини, форма утвореного кратеру, кількість випарованої речовини. Тому важливим є дослідження впливу параметрів джерела лазерного випромінювання на процес руйнування матеріалу.

Для руйнування проби використовувався твердотільний лазер з активним тілом на основі кристалу алюмоітрієвого гранату, активованого іонами неодиму з накачкою імпульсної ксенонової лампи ИНП5/60. Живлення лампи накачки здійснювалось блоками БПЛ-66/33, (БПЛ-75/33) з максимальною енергією в розрядному контурі до 75 Дж. Лазер працював у суттєво багатоімпульсному режимі. В залежності від типу модулятора (модулятори добротності з початковими коефіцієнтами поглинання 73%, 50%) та ступеню перевищення порогу генерації, лазер випромінював перемінну по кількості послідовність імпульсів (цуг) з тривалістю одного імпульсу близько 10 нс і енергією одного імпульсу 12 мДж, 15 мДж, 20 мДж відповідно для першого, другого модуляторів та їх комбінації. Часовий інтервал між імпульсами змінювався від 100 мкс (у випадку генерації двох імпульсів) до 7...10 мкс (випадок генерації 17...23 імпульсів). Фокусування лазерного променя здійснювалось за допомогою лінзи з фокусною відстанню ~ 75 мм. При цих умовах на поверхні зразка можна було досягнути потужності до 10^9 Вт/см².

Розглянуто різні режими роботи лазерного джерела. На рис. 1 (1, 2, 3, 4) наведені фотографії характеру пошкодження поверхні зразків деяких матеріалів.

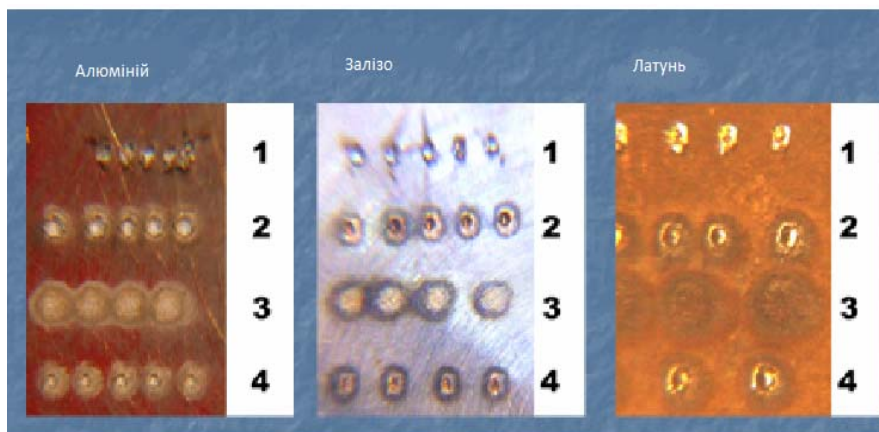


Рис. 1. Характер руйнування зразків різних матеріалів в залежності від числа імпульсів в цузі: 1 – моноімпульс, 2 – 4 імпульси, 3 – 17...19 імпульсів, 4 – 10 імпульсів

Видно, що із збільшенням числа імпульсів поступово зменшується глибина кратеру, який утворюється при поглинанні лазерного випромінювання, а діаметр ділянки, з якої випаровується речовина, збільшується. Тобто випаровування відбувається рівномірними прошарками, що забезпечує кращий контроль при обробці матеріалу. Досліджено, що при багатоімпульсному впливі лазерного випромінювання може бути реалізований режим

«м'якого» руйнування поверхні матеріалу без утворення глибоких кратерів, з контролем кількості випаруваного матеріалу. Тобто, багатоімпульсний режим впливу значно збільшує можливості для впливу на процес руйнування зразка.

Література:

1. Действие излучения большой мощности на металлы // С.И. Анисимов, Я.А. Имас, Г.С. Романов и др. – М.: Наука, 1970. – 272 с.
2. Фереман Н.А., Азов Л.Д. О механизме разрушения поверхности прозрачного диэлектрика при облучении коротким световым импульсом / Под ред. Н.Г. Басова // Квантовая электроника, 1972. – № 4 (10). – С.25...31.
3. Афанасьев Ю.А., Кровин Ф.В., Прохоров А.М. и др. Испарение металлических мишеней мощным оптическим излучением // ЖЭТФ, 1972. – №2 (8). – С.586...608.
4. E. Zabello, V. Syaber, A. Khizhnyak. Influence of temporal parameters of laser irradiation on emission spectra of the evaporated material // Semiconductor Physics, Quantum Electronics & Optoelectronics. – vol. 2, №1 (1999). – P.142...146.

Яким Р.С., Петрина Ю.Д.¹, Яким І.С.¹

(ДДПУ ім. І. Франка, м. Дрогобич, ¹ІФНТУНГ, м. Івано-Франківськ)

**ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ВИГОТОВЛЕННЯ ОПОР ТРИШАРОШКОВИХ
БУРОВИХ ДОЛІТ, ПРИЗНАЧЕНИХ ДЛЯ БУРІННЯ ОСОБЛИВО МІЦНИХ
ГІРСЬКИХ ПОРІД**

E-mail: Jakym.r@online.ua

Для буріння міцних і особливо міцних гірських порід широко застосовують тришарошкові бурові долота з відкритою опорою. Особливо важкі умови експлуатації цих бурових доліт висувають комплекс вимог щодо їх конструкції, застосування матеріалів та технології виготовлення.

Аналізом даних експлуатації встановлено, що бурові долота з однаковими конструкціями опор виявляють різні експлуатаційні показники. Незважаючи на численні дані про експлуатаційні показники деталей доліт, виготовлених із різних долотних сталей і зміцнених на заданий розподіл фізико-механічних показників цапф лап, сьогодні відсутні дані про експлуатаційні показники опор, у яких застосовують тіла кочення з різними показниками твердості.

З метою встановлення низьких показників наробітку тришарошкових бурових доліт 244,5ОК-ПГВ, опори яких заклинили протягом 10...18 годин роботи, поставлені стендові випробовування долота з цієї партії. Буріння здійснювали на вибої із сталі 10. Робоче навантаження на долото дорівнювало 1800 кН, а число обертів ротора – 60 об/хв. Охолоджувальним середовищем доліт була технічна вода, яка подавалася в опори.

Стеновими випробовуваннями секцій з таких доліт встановлено, що першим в опорі руйнується замковий палець. Це різко збільшує значення зазорів у замковому підшипнику, а утворені фрагменти металу порушують нормальну роботу підшипників опори та спричинюють заклинювання опори.

Аналізом встановлено, що замкові пальці, згідно технології, залишалися в цапфі лапи при її термообробці і, в окремих випадках, набували підвищення крихкості через загартування. Це спричинювало раптове обламування в небезпечному перерізі замкового пальця. Застосуванням спеціальної технології виготовлення замкових пальців, цю проблему вдалося усунути повністю.

Також у стенових умовах випробовувано три долота 244,5ОК-ПГВ, в опорах яких застосували тіла кочення, згруповані в три селективні групи (вибрано з різних партій) за різною твердістю: в долоті №1 їх твердість дорівнювала HRC 60...63, у долоті №2 – HRC 58...59, а в долоті №3 – HRC 42...56 (табл. 1).

Таблиця 1 – Результати замірів зазорів між торцем основи цапфи лапи та торцем шарошки дослідних доліт, які працювали в стендових умовах

№ долота	№ секції	Величина зазорів (мм) по секціях доліт за час їх роботи (год)								
		5	10	15	20	24,3	25	30	35	35,5
1	I	0,3	0,4	0,4	0,7	–	1,2	1,8	–	–
	II	0,2	0,2	0,3	0,6	–	1,7	2,9	–	–
	III	0,3	0,4	0,5	0,8	–	1,8	3,0	–	–
2	I	0,2	0,3	0,4	0,5	–	0,75	0,95	1,5	2,5
	II	0,1	0,2	0,3	0,4	–	0,5	0,7	1,1	1,7
	III	0,2	0,2	0,3	0,4	–	0,6	0,8	1,6	1,8
3	I	0,3	0,4	0,6	0,9	2,8	–	–	–	–
	II	0,3	0,6	0,8	1,7	4,6	–	–	–	–
	III	0,4	0,8	1,3	2,8	5,0	–	–	–	–

Аналізом пошкоджень встановлено, що поряд із роликками, істотного зносу зазнали кульки замкового підшипника кочення, твердість яких HRC 43...46. Такі кульки мали знос по всій поверхні до 2 мм. Стосовно роликків, які мали найбільший знос, то їхня твердість була в межах HRC 42...45. Загалом вимірювання показали, що за даних умов експлуатації доліт твердість тіл кочення нижче HRC 57 не забезпечує їх ефективну зносостійкість, а твердість вище HRC 61 не забезпечує тріщиностійкість.

Висновок: При проектуванні складальних операцій опор доліт (формуванні селективних груп) враховувати не тільки геометричні параметри тіл кочення, але й їх твердість, яка для доліт 244,50К-ПГВ повинна бути в межах HRC 58...59. Бажано, щоб у одній селективній групі розсіювання твердості було не більше HRC 1.

Ямшинський М.М., Федоров Г.Є., Радченко К.С.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

ТЕРМОСТІЙКІСТЬ ХРОМОАЛЮМІНІЄВИХ СТАЛЕЙ

Основною характеристикою жаростійких сплавів для роботи в екстремальних умовах є їх окалиностійкість, тобто здатність матеріалу чинити опір утворенню окалини на поверхні виробу в умовах високих температур та агресивних середовищ. Проте, практичною експлуатації жаростійких деталей встановлено, що вибір сплаву з високою окалиностійкістю є необхідним, але недостатнім для забезпечення тривалої роботи виробів, оскільки більшість деталей в умовах високих температур працюють з періодичними нагріваннями та охолодженнями, тобто піддаються теплостіям. Такі деталі виходять із ладу переважно через появу тріщин, які виникають внаслідок зміни температури виробу й накопичення термічних напружень, що перевищують допустимі для даних умов. Крім того, тривала експлуатація жаростійких деталей супроводжується зміною розмірів останніх.

Отже за сучасними уявленнями жаростійкість необхідно розглядати як три властивості металу: окалиностійкість, термостійкість і ростостійкість, а тому розроблення нових жаростійких сталей і сплавів слід виконувати з урахуванням цих характеристик.

Жаростійкі сплави вміщують у своєму складі багато хімічних елементів, кожен із яких по-своєму впливає на процес окиснення. Такі фактори, як геометрія деталі, напруження в умовах експлуатації, фазові зміни сплаву, спричинені витримками за різних температур, ще більше ускладнюють процеси пошуку нових матеріалів. Процеси окиснення сплавів визначаються складністю як самих сплавів, так і робочого середовища. Ці ж фактори справляють суттєвий вплив і на термостійкість.

Термостійкість сплавів, в основному, залежить від розмірів зерен [1]. Сплави, для яких характерне руйнування межами зерен, менш термостійкі, ніж сплави, в яких тріщини термічної втоми розвиваються в об'ємі зерен.

Характер руйнування деталей від термічної втоми дуже різноманітний і залежить від властивостей матеріалу та умов експлуатації.

Численні теоретичні та експериментальні роботи щодо термостійкості металів і сплавів, в яких наведено спроби зв'язати кількість циклів теплосмін до руйнування деталі з фізичними та механічними властивостями сплавів і параметрами теплового циклу, не дають однозначної відповіді на питання щодо закономірностей розроблення термостійких сплавів.

Типовим характером руйнування від термічної втоми є розтріскування. Він притаманний для деталей теплоенергетичного устаткування, особливо жаростійким вузлам котельних установок, що пов'язано з різким коливанням температур деталей під час зміни теплового режиму роботи котельного агрегату, планових та аварійних зупинок теплоенергетичних блоків.

Таким чином під час розроблення нових жаростійких сплавів особливу увагу необхідно приділити забезпеченню матеріалу достатнього опору металу розвитку термічної втоми.

У роботі досліджено вплив хрому, алюмінію та титану на термостійкість хромистих сталей.

Хром підвищує термостійкість жаростійкої сталі внаслідок збільшення в її структурі феритної складової та зниження коефіцієнта лінійного розширення фериту. Крім того, феритна структура сталей, які леговані хромом, зменшує негативний вплив на термостійкість напружин II-го роду, які виникають під час $\gamma \leftrightarrow \alpha$ перетворення [2]. Стабілізуванням фериту під час нагрівання-охолодження та низьким коефіцієнтом лінійного розширення і пояснюється краща термостійкість феритної хромистої сталі в порівнянні з хромонікелевими сплавами на нікелевій та кобальтовій основах.

Залежність термостійкості (кількість циклів до руйнування зразка) сплавів від концентрації хрому можна описати фактично прямолінійною залежністю:

$$N_p = 20 + 1,5(Cr, \%)$$

Погіршення технологічності сталі та економічні розрахунки обмежують використання хрому на рівні 30...32%. Необхідно зауважити, що такий вміст хрому повною мірою забезпечує найважливішу характеристику сталі – окалиностійкість.

Установлено, що вміст алюмінію до 1,0% покращує термостійкість сталі внаслідок глибокого розкиснення сталі, збільшення стабільної феритної складової, очищення металу від газів і неметалевих включень. Такий вміст алюмінію дещо покращує відносно подовження, що в свою чергу призводить до покращання термостійкості. Подальше підвищення вмісту алюмінію в сталі сприяє зниженню термостійкості приблизно на 10...12% на кожний відсоток алюмінію через збільшення зерен фериту і послаблення міжзеренного зв'язку.

Порівнянням характеристик зміни термостійкості сталі та коефіцієнта лінійного розширення установлено, що термостійкість хромистої сталі з вмістом алюмінію понад 1,0% майже повною мірою визначається величиною коефіцієнта лінійного розширення. Отже для забезпечення високої термостійкості хромоалюмінієвої сталі з 30...32% хрому, вміст алюмінію необхідно обмежувати на рівні 1,0...1,5%, але для виробів, які працюють за температур вищих 1200 °С вміст алюмінію необхідно підвищувати до 2% з метою покращання її окалиностійкості.

Подрібнення структури та покращання термостійкості хромоалюмінієвої сталі можна досягти додатковим легуванням її титаном. Установлено, що за малих добавок титану (0,1...0,2%) спостерігається погіршення термостійкості сталі ($\approx 10\%$) внаслідок забруднення металу продуктами розкиснення і послаблення міжзеренних зв'язків. Високі стабільні властивості хромоалюмінієва сталь набуває за вмісту титану в межах 0,3...0,5%, зберігаючи високу окалиностійкість металу.

Література:

1. Лютый В.А. Хромоалюминиевая сталь для отливок, работающих при переменных температурах до 1200 °С. Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук. – К.: КПИ, 1969. – 320 с.
2. Химушин Ф.Ф. Жаропрочные стали и сплавы. – М.: Металлургия, 1964. – 672 с.

Ясинский А.А., Бубликов В.Б., Берчук Д.Н., Зеленая Л.А.

(ФТИМС НАН України, г. Київ)

СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ ОТЛИВОК ИЗ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА ПРИ КОВШОВОМ И ВНУТРИФОРМЕННОМ МОДИФИЦИРОВАНИИ

Внутриформенное модифицирование проводили в специальной литейной форме с литниково-модифицирующей системой, состоящей из стояка, проточного реактора и шлакоуловителя, соединенных литниковыми каналами.

Влияние модифицирования на структуру высокопрочного чугуна изучалось на шлифах, вырезанных из пластин гребенчатой пробы размером 50×50 мм и толщиной в середине их высоты на модели 2,0; 2,5; 3,0; 4,0; 5,0; 10,0 мм. Заполнение расплавом вертикально расположенных пластин гребенчатой пробы осуществлялось снизу через основание пробы толщиной 15 мм. Металлографический анализ проводили в поперечных сечениях пластин от их центра до боковой наружной поверхности, а также в центре основания пробы.

При содержании в высокопрочном чугуне 1,5 % Si в структуре пластин толщиной 2,0 и 3,0 мм образуется цементит в количестве 27 и 15 % соответственно. Кристаллизация пластин большей толщины проходит без образования цементитной фазы. При повышении содержания кремния до 2,0 % количество цементита в структуре пластин толщиной 2,0 мм уменьшается до 15 %, а в пластинах толщиной 3 мм – до 5 %. При содержании в высокопрочном чугуне 2,5 % Si цементит не образовывался даже в структуре самой тонкой пластины толщиной 2,0 мм.

В опытах с содержанием 1,5 и 2,0 % Si в пластинах с отбелом формируется преимущественно перлитная металлическая основа. При содержании 2,5 % Si, когда кристаллизация проходит без образования цементитной фазы, во всех сечениях гребенчатой пробы формируется преимущественно ферритная металлическая основа. В условиях проведенного исследования при содержании в высокопрочном чугуне более 2,5 % Si, в структуре пластин гребенчатой пробы толщиной от 3,0 до 15,0 мм обеспечивается получение преимущественно ферритной металлической основы (более 90 % феррита). Характерным для данных условий исследования является также экспериментально установленная закономерность увеличения количества включений шаровидного графита с повышением содержания кремния в высокопрочном чугуне.

Для сравнения была исследована структура пластин гребенчатых проб, отлитых из высокопрочного чугуна, полученного модифицированием магниевой лигатуры ФСМг7 в ковше в количестве 2,5 %. Экспериментальные данные свидетельствуют, что в идентичных условиях эксперимента при одинаковом содержании в высокопрочном чугуне кремния (~2,5 %), в отличие от внутриформенного, при ковшовом модифицировании в структуре пластин толщиной 2,5; 3,0; 5,0; 10,0 мм образуется цементитная фаза в количестве соответственно 20; 13; 10; 3 %, количество включений шаровидного графита уменьшается в несколько раз и формируется перлитно-ферритная металлическая основа. Кристаллизация основания гребенчатой пробы толщиной 15 мм проходит без образования цементита, что позволяет корректно сравнить влияние условий модифицирования на процессы графитизации при эвтектическом и эвтектоидном фазовых превращениях. В условиях проведенного исследования при кристаллизации расплава, модифицированного в литейной форме, в основании гребенчатой пробы формируется в 4 раза больше центров кристаллизации шаровидного графита, чем при модифицировании в ковше и образуется в 2 раза больше феррита в металлической основе. В целом, по сравнению с ковшовым, внутриформенное модифицирование, проводимое в предкристаллизационном периоде, интенсифицирует инкуляцию и в 3...6 раз повышает плотность распределения в структуре включений шаровидного графита, что сокращает пути диффузии углерода из аустенита к графитовым включениям и обеспечивает увеличение количества феррита в металлической основе в 1,5...2 раза и более.

2. РОЗДІЛ РОБОТИ СЛУХАЧІВ МАН

Бубіс А.О., Федоров Г.Є.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

ПІДВИЩЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЖАРОСТІЙКИХ СТАЛЕЙ ДЛЯ РОБОТИ В ЕКСТРЕМАЛЬНИХ УМОВАХ МІКРОЛЕГУВАННЯМ І МОДИФІКУВАННЯМ

Дослідженнями ливарних, механічних і спеціальних властивостей сталей з високим вмістом хрому та алюмінію, встановлено, що такі матеріали здатні працювати тривалий час в умовах надвисоких температур і агресивних середовищ, тобто в екстремальних умовах, і можуть бути використані для виготовлення жаростійких деталей методами лиття. Сплави з високим вмістом хрому та алюмінію повною мірою відповідають вимогам, які до них пред'являють: мають високі температури плавлення та жаростійкість, задовільні ливарні властивості, є недорогими та недефіцитними. Відкритим залишається питання щодо з'ясування впливу процесів мікролегування та модифікування на властивості сталей цієї групи, оскільки ці процеси за літературними даними спроможні підвищувати характеристики сплавів на основі заліза. Проте інформація відносно впливу процесів мікролегування та модифікування на властивості сплавів з високим вмістом хрому та алюмінію практично відсутня. Отже дослідження в цьому напрямку є завданням досить актуальним у теперішній час.

Метою роботи є вивчення впливу процесів мікролегування та модифікування жаростійких сталей з високим вмістом хрому та алюмінію й вибір оптимального хімічного складу сталей для виробництва литих деталей, що працюють в екстремальних умовах. Об'єктом дослідження є процеси мікролегування та модифікування жаростійких сталей з високим вмістом хрому та алюмінію. Предметом дослідження є хімічний склад, ливарні, механічні та спеціальні властивості й структура жаростійких сталей з різним вмістом хрому та алюмінію.

У виробничих умовах використовують три способи покращання властивостей сплавів на основі заліза: легування, мікролегування та модифікування.

Легування – це додавання в розплав, розчинення або розплавлення в ньому легувальних елементів для одержання сплаву заданого хімічного складу, який забезпечує високі фізико-хімічні та механічні властивості металу у виробках.

Мікролегування – це процес введення в металевий розплав невеликих (до 0,1%) присадок легувальних елементів для зміни властивостей металу в рідкому стані та у виробках, оскільки ефективно впливає, перш за все, на чистоту меж зерен та зменшує шкідливий вплив легкоплавких домішок.

Модифікування у сучасному сталеливарному виробництві відіграє надзвичайну роль, оскільки значною мірою визначає характер кристалізації сталі, ступінь її гранулярності, що дуже важливо для високолегованих сталей, і комплекс її механічних і спеціальних властивостей.

Виплавляння досліджуваних сталей здійснювали методом переплавлення недефіцитних шихтових матеріалів і феросплавів в індукційній печі ІСТ-0,06 з основною футеровкою місткістю тигля 60 кг. Для визначення ливарних і механічних властивостей, структури, кінетики окиснення жаростійких металів та їх окалиностійкості використано сучасні методики. Металографічні дослідження сплавів виконували на мікроскопі МІМ – 8 з персональним комп'ютером.

Досліджено вплив РЗМ на ливарні, механічні й спеціальні властивості жаростійкої хромоалюмінієвої сталі 30Х30Ю2ТЛ. Встановлено, що присадка до 0,25% РЗМ у хромоалюмінієву сталь помітно підвищує її рідкотекучість внаслідок дегазації, дефосфорації й десульфурації розплаву, при цьому РЗМ переводять неметалеві вкраплини з гострокутної форми в глобулярну. Присадка РЗМ у межах 0,25...0,35% позитивно впливає на лінійну усадку й тріщиностійкість.

Як мікролегувальні присадки та такі, що модифікують, досліджено: ітрію – до 0,6%; кальцій – до 0,1%; ванадій і цирконій – до 0,3%.

Найкращий комплекс ливарних, механічних й експлуатаційних властивостей хромоалюмінієва сталь набуває після оброблення її ітрієм у кількості 0,10...0,25% (за присадкою): рідкотекучість сталі підвищується на 35...40%, лінійна усадка знижується з 2,20 до 1,84%, а тимчасовий опір розриванню підвищується з 340 до 440 МПа. Окалиностійкість сталі підвищується після присадки ітрію у всьому дослідженому діапазоні, але найефективніша його дія у цьому напрямку – до 0,35%.

Кальцій у кількості до 0,1% сприяє збільшенню рідкотекучості, міцності й зниженню лінійної усадки. Маючи високу спорідненість до кисню, сірки й азоту, кальцій значною мірою змінює кількість, форму й морфологію неметалевих включень, що покращує структуру металу й підвищує міцність і термостійкість виробів. Присадки до 0,2% ванадію трохи підвищують рідкотекучість хромоалюмінієвої сталі, а до 0,1% – знижують лінійну усадку, істотно підвищують тимчасовий опір розриванню й термостійкість, а також трохи підвищують окалиностійкість металу. Позитивний вплив на рідкотекучість, міцність й експлуатаційні характеристики хромоалюмінієвої сталі справляють присадки цирконію в кількості до 0,2%.

Отже можна зробити висновок, що серед вивчених мікролегувальних і модифікувальних присадок найпозитивніше впливає на властивості хромоалюмінієвих сталей ітрію, оптимальною присадкою якого має бути 0,15...0,25%.

Дослідженнями встановлено, що найкращий комплекс технологічних і спеціальних властивостей має жаростійкий сплав на основі заліза із вмістом 25...32% хрому й 1,5...3,0% алюмінію. Вміст вуглецю має не перевищувати 0,25%. Шкідливий вплив вуглецю на окалиностійкість частково або повністю можна усунути легуванням сталі титаном у кількості 0,25...0,60%.

У тих випадках, коли необхідно виготовляти вироби нескладної конфігурації, які працюють в умовах високих температур (до 1200 °С) заданий проміжок часу, можна скористатися результатами досліджень і рекомендаціями й використати сталь іншого хімічного складу, з іншими діапазонами концентрацій елементів, %: С = 0,25...0,35; Cr = 24...32; Al = 1,0...3,0; Ti = 0,25...0,60;

Для виготовлення складних за геометрією литих деталей із жаростійких сталей їх доцільно мікролегувати і модифікувати ітрієм, ванадієм, і кальцієм у вказаних вище діапазонах концентрацій.

Отримані експериментальні дані щодо ливарних, механічних і спеціальних властивостей жаростійких сталей із хромом та алюмінієм дали можливість запропонувати як ливарний матеріал для виготовлення тонкостінних великогабаритних литих деталей, що працюють за температур до 1300 °С, сталь 30Х30Ю2ТЛ, а для виготовлення простих за конфігурацією литих деталей, які працюють за температур до 1150...1250 °С – сталь 25Х24Ю3ТЛ.

Тульчинська М.В., Федоров Г.Є.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

ПІДВИЩЕННЯ ЗНОСОСТІЙКОСТІ СПЛАВІВ ДЛЯ РОБОТИ В ЕКСТРЕМАЛЬНИХ УМОВАХ ТЕРМІЧНИМ ОБРОБЛЕННЯМ

Дослідженнями механічних та експлуатаційних властивостей базових, мікролегованих і модифікованих чавунів з високим вмістом хрому та марганцю встановлено, що такі матеріали можуть бути використаними для виготовлення литих деталей, які здатні працювати тривалий час в умовах інтенсивного абразивного і гідроабразивного зносу. Технологічні властивості цієї групи сплавів досліджено достатньо глибоко для того, щоб їх можна було б використовувати як матеріал для виготовлення деталей будь-яких розмірів і складності литтям. Що ж стосується впливу різних режимів термічного оброблення

на оброблюваність виготовлюваних із них деталей на металорізальних верстатах, а також на їх експлуатаційні властивості, інформації в технічній літературі обмаль. Отже дослідження щодо впливу термічного оброблення на покращання експлуатаційних властивостей і механічного оброблення таких чавунів є досить актуальними.

Метою цієї роботи є дослідження впливу режимів термічного оброблення на покращання оброблюваності виготовлюваних із хромомарганцевих чавунів литих деталей на металорізальних верстатах і підвищення експлуатаційних характеристик. Об'єктом дослідження є процеси термічного оброблення базового та мікролегованих і модифікованих хромомарганцевих зносостійких чавунів. Предметом дослідження є хімічний склад, структура, твердість і зносостійкість чавунів до та після термічного оброблення.

Термічне оброблення – одна із найважливіших технологічних операцій у загальному технологічному процесі виготовлення деталей із зносостійких високохромистих чавунів, яка значною мірою визначає можливість їх механічного оброблення та експлуатаційні характеристики деталей. Для виконання операцій механічного оброблення деталі з високохромистих чавунів піддають відпалу для зниження твердості та покращання оброблюваності. На практиці часто після механічного оброблення такі деталі не піддають гартуванню на повітрі для отримання мартенситної структури, а відправляють їх на експлуатацію, що практично втриє знижує потенційну зносостійкість цих сплавів. Очевидно, що деталі із хромомарганцевих сплавів необхідно піддавати гартуванню після механічного оброблення для надання їм високої твердості. Зазначений режим термічного оброблення слід застосовувати і для виливків із цих сплавів, які не піддають механічному обробленню.

Досліджено вплив різних режимів відпалу на твердість і структуру шести варіантів хромомарганцевого чавуну базового складу та додатково мікролегованого й модифікованого титаном, ванадієм, бором і РЗМ. Установлено, що твердість литих зразків, виготовлених із різних чавунів, знаходиться в межах 49...56 HRC, причому вона мало залежить від вмісту вуглецю, кремнію, хрому та модифікувальних добавок. Основним елементом, який впливає на твердість зразків у литому стані, є марганець.

Після відпалу (нагрівання до температур 840 та 900 °С, витримування протягом години та охолодження разом з піччю) твердість чавунів зменшується несуттєво. Найтехнологічнішим серед досліджених режимів термічного оброблення виявився ступінчастий відпал. Твердість хромомарганцевих чавунів після ступінчастого відпалу знаходиться в межах 39,5...55,0 HRC, причому найнижчу твердість мають зразки з найменшим вмістом марганцю, а найвищу – з максимальним його вмістом. Твердість чавуну різних плавів після термічного оброблення знаходиться практично в прямолінійній залежності від вмісту марганцю і мало залежить від вмісту інших елементів у межах зміни хімічного складу. Із підвищенням вмісту марганцю від 2,5 до 4,4 % твердість термооброблених зразків зростає з 39,5 до 55 HRC.

Структура зразків у литому стані складається переважно з первинних дендритів аустеніту та евтектики $\gamma + (\text{Cr, Fe, Mn})_7\text{C}_3$. Різницю твердості литих зразків можна пояснити різною кількістю аустеніту внаслідок різного вмісту марганцю, оскільки останній його стабілізує. Аустеніт чавунів з мінімальним вмістом марганцю під час ступінчастого відпалу розпадається повністю на зернистий перліт – м'які продукти розпаду – різної дисперсності, що призводить до зниження твердості до 39...40 HRC. Чавуни з такою твердістю уже можуть задовільно оброблятися на металорізальних верстатах за традиційними технологіями, що підтверджено відповідними випробовуваннями.

Отже за даними впливу різних режимів відпалу можна зробити наступні висновки:

– для деталей, що потребують механічного оброблення, необхідно застосовувати чавуни із зниженим вмістом марганцю (до 2,5...2,7 %);

– для зниження твердості хромомарганцевого чавуну до рівня 40 HRC і нижче його необхідно піддавати відпалу за одним із наступних режимів:

1) нагрівання до температури 840 °С (± 20 °С), витримування протягом однієї години, охолодження в печі із швидкістю не вищою за 40 °С/год;

2) нагрівання до 870 °С, витримування протягом 1 год, охолодження з піччю до 610 °С, витримування протягом 3 год, нагрівання до 690 °С, витримування протягом 2 год і охолодження з піччю (ступінчастий відпал);

– для досягнення максимальної твердості та зносостійкості хромомарганцевих чавунів їх необхідно гартувати з температур 900...950 °С на повітрі.

Рекомендовані чавуни мають задовільні ливарні властивості. Рідкотекучість цих чавунів задовольняє вимогам щодо заливання форм, навіть під час виробництва тонкостінних та складних за конфігурацією виливків. За температури заливання форм 1400 °С, чавуни мають рідкотекучість 500...580 мм. Така рідкотекучість перевищує рідкотекучість вуглецевої сталі та трохи поступається рідкотекучості сірого чавуну. Лінійна усадка рекомендованих чавунів складає 1,72...2,20%, що вище, ніж сірого чавуну, і є приблизно такою, як середньовуглецевих сталей.

Отже, за сукупністю ливарних властивостей рекомендовані чавуни є перспективними матеріалами для виготовлення зносостійких деталей, що працюють в екстремальних умовах, методами лиття.