

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ УКРАЇНИ „КПІ”
ІНЖЕНЕРНО-ФІЗИЧНИЙ ФАКУЛЬТЕТ



НОВІ МАТЕРІАЛИ І ТЕХНОЛОГІЇ
В МАШИНОБУДУВАННІ

МАТЕРІАЛИ

VI Міжнародної науково-технічної конференції

Україна, Київ

2014

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ УКРАЇНИ „КПІ”
ІНЖЕНЕРНО-ФІЗИЧНИЙ ФАКУЛЬТЕТ



НОВІ МАТЕРІАЛИ І ТЕХНОЛОГІЇ
В МАШИНОБУДУВАННІ

МАТЕРІАЛИ

VI Міжнародної науково-технічної конференції

Україна, Київ

2014

УДК 621.74-027.31(082)

ББК 34.61я43

Н73

Рекомендовано до друку вченою радою ІФФ НТУУ „КПІ”

Протокол № 04/14 від 28.04.2014 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 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, 20...21 травня 2014 р., м. Київ / загальна редакція Р.В. Лютий, І.М. Гурія. – Київ: НТУУ „КПІ”, 2014. – 160 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, 2014

ЗМІСТ

1. РОЗДІЛ ПЕРСПЕКТИВНІ МАТЕРІАЛИ ТА ТЕХНОЛОГІЇ.....	8
I. Sokolovska (NTUU «KPI», Physical Engineering Faculty) DIFFUSION PROCESSES IN NANOSCALE SYSTEM OF Al-Ni AT DIFFERENT TEMPERATURES	8
Анісімова О.А., Мельниченко Д.С., Лютий Р.В. (НТУУ «КПІ», м. Київ) СТРИЖНЕВІ СУМІШІ З ОРТОФОСФОРНОЮ КИСЛОТОЮ І СПОЛУКАМИ АЛЮМІНІЮ, ЯКІ ЗМІЦНЮЮТЬСЯ В ОСНАЩЕННІ	9
Афанащенко Ю.М., Сиропоршнев Л.М., Репета Л.П. (НТУУ «КПІ», м. Київ) РОЗРОБКА КОМБІНОВАНИХ ПІНОПОЛІСТИРОЛОВИХ МОДЕЛЕЙ.....	11
Бабилунга А.В., Лысенко Т.В., Решетникова В.В. (ОНПУ, г. Одесса) ИЗГОТОВЛЕНИЕ КЕРАМИЗИРОВАННЫХ ПЕСЧАНЫХ ФОРМ ПО МЕТАЛЛИЧЕСКИМ МОДЕЛЯМ МЕТОДОМ ВЫЖИМАНИЯ.....	14
Белов Б.Ф., Троцан А.И., Бродецкий И.Л., Крейденко Ф.С. (ИПМ НАН Украины, г. Киев) ОСНОВНЫЕ ПОЛОЖЕНИЯ ТЕОРИИ МГС - ФАЗ.....	15
Бендич А.В. (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь) ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЕ ПЕРЕООРУЖЕНИЕ ПРОИЗВОДСТВА ВЫПЛАВКИ СТАЛИ – ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ПРОЦЕССА КОНВЕРТИРОВАНИЯ	16
Бубликов В.Б.¹, Сиропоршнев Л.М.², Берчук Д.Н.¹, Болдирева Є.С.², Ткачук І.С.² (¹ФТИМС НАН України, ²НТУУ «КПІ», м.Київ) ВПЛИВ МОДИФІКАТОРІВ ПРИ ВНУТРІШНЬОФОРМОВОМУ МОДИФІКУВАННІ.....	19
Волошко С.М., Котенко И.Е., Бурмак А.П. (НТУУ «КПІ», г. Киев) ИСПОЛЬЗОВАНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ УДАРНОЙ ОБРАБОТКИ НА ВОЗДУХЕ ДЛЯ УПРОЧНЕНИЯ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16	21
Гаврилюк К.В., Гаврилюк В.П., Бондаревский В.Н. (ФТИМС НАН Украины, г. Киев) СОВРЕМЕННЫЕ МЕТОДЫ ВЛИЯНИЯ НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ ЗАЭВТЕКТИЧЕСКИХ СИЛУМИНОВ.....	22
Голтвяница В.С., Цивирко Э.И., Голтвяница С.К. (ЗНТУ, ООО “Риал”, г.Запорожье) РОЛЬ ИТТРИЯ В PVD ПОКРЫТИЯХ Ti-Al-N	24
Гресс А.В., Чеботарева О.А. (ДГТУ, г. Днепропетровск) РАЗРАБОТКА ОПТИМАЛЬНЫХ ТЕМПЕРАТУРНО-СКОРОСТНЫХ РЕЖИМОВ ОХЛАЖДЕНИЯ СОРТОВЫХ ЗАГОТОВОК В УСЛОВИЯХ МНЛЗ ДМКД.....	26
Гурія І.М, Богомол Ю.І. (НТУУ «КПІ», м.Київ) ЄВРОПЕЙСЬКА ОСВІТНЯ ПРОГРАМА ТЕМПУС НА ІФФ	27
Гулько И.И., Порохня С.В., Гриненко А.А. (ДГМА, г.Краматорск) УСОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ УНИВЕРСАЛЬНОГО ЭЛЕКТРОКОРОННОГО СЕПАРАТОРА .	28
Гулько И.И., Порохня С.В., Гриненко А.А. (ДГМА, г. Краматорск) ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ ФУРАНОВЫХ СМЕСЕЙ НА ТЕХНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ АГРЕГАТА ДЛЯ ИХ РЕГЕНЕРАЦИИ	30
Дан Л.А., Трофимова Л.А., Дан Е.Л. (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь) ВЛИЯНИЕ МАЛЫХ ДОБАВОК РАСТВОРА ПЕНОПОЛИСТИРОЛА В СКИПИДАРЕ НА ОСЫПАЕМОСТЬ И ВЫБИВАЕМОСТЬ ПЕСЧАНО-ГЛИНИСТЫХ СМЕСЕЙ	31
Дегула А.І., Россохатська Ю.С. (Сумський державний університет, м. Суми) СУЧАСНІ ТЕНДЕНЦІЇ РОЗВИТКУ КОМП'ЮТЕРНОГО МОДЕЛЮВАННЯ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПРОЦЕСІВ.....	33
Доценко Ю.В.¹, Селиверстов В.Ю.¹, Доценко Н.В.¹, Ольшевский В.С.² (¹НМетАУ, г.Днепропетровск, ²ГВУЗ «Бердичевский колледж промышленности, экономики и права», г.Бердичев) ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ УСЛОВИЙ НЕРАВНОВЕСНОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-Si НА ЕГО ПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА.....	34

Дядюра К.О. (Сумський державний університет, м. Суми) ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ФІЗИКО-ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ НА ФОРМУВАННЯ ФІЗИКО-МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ВАКУУМНО-ПЛАЗМОВИХ ПОКРИТТІВ ІЗ ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛІВ.....	35
Жарун С.И., Радько Н.Г., Сусло Н.В. (КНУ, г. Кривий Ріг) АНАЛІЗ СПОСОБОВ ПОЛУЧЕННЯ КАЧЕСТВЕННИХ СТАЛЕЙ ПРИ РАЗЛИВКЕ НА МНЛЗ.....	37
Жижкина Н.А., Гутько Ю.И., Ямшинский М.М. (Восточноукраинский национальный университет имени Владимира Даля, г.Луганск, НТУУ «КПІ», г.Київ) РАЗРАБОТКА СОСТАВА ВЫСОКОЛЕГИРОВАННОГО ЧУГУНА ДЛЯ РАБОЧЕГО СЛОЯ МАССИВНЫХ ОТЛИВОК	38
Жук С.В., Бондаренко Є.К., Грабівський К.П. (НТУУ «КПІ», м. Київ) МАТЕРІАЛИ ДЛЯ НАНЕСЕННЯ ЖАРОСТІЙКИХ ЗАХИСНИХ ПОКРИТТІВ МЕТОДОМ ВИСОКОШВИДКІСНОГО ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОГО ВИПАРОВУВАННЯ	40
Жук С.В., Капусняк О.О., Стецик А.І. (НТУУ «КПІ», м.Київ) ТЕХНОЛОГІЧНІ ПРОЦЕСИ ОТРИМАННЯ ТЕПЛОЗАХИСНИХ ПОКРИТТІВ.....	41
Зеленюк Ю.О., Шаломєєв В.А., Цивірко Е.І. (ЗНТУ, м.Запоріжжя) КОРОЗИЙНА СТІЙКІСТЬ ЛИТОГО МАГНІЄВОГО СПЛАВУ МЛ-5 З ОЛОВОМ	42
Иванова Л.Х., Колотило Е.В., Муха Д.В., Алексеенко А.С. (НМетАУ, г.Днепропетровск) ПРИМЕНЕНИЕ ОТХОДОВ, ПОДЛЕЖАЩИХ УТИЛИЗАЦИИ, В ЛИТЕЙНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ	44
Іванченко Д.В. (НТУУ «КПІ», м. Київ) СПОСІБ ЗМІЦНЕННЯ АЛЮМІНІЄВО-МІДНОГО ЛИВАРНОГО СПЛАВУ ТИПУ АМ5 ЦИРКОНІЄМ	46
Калашникова А.Ю., Иванова Л.Х., Симоненко В.В. (НМетАУ, г.Днепропетровск) ПОВЫШЕНИЕ КАЧЕСТВА ДВУСЛОЙНЫХ ПРОКАТНЫХ ВАЛКОВ.....	47
Кеуш Д.В., Гурія І.М., Лютий Р.В. (НТУУ «КПІ» м. Київ) ОСНОВИ СИНТЕЗУ ФОСФАТНИХ ЗВ'ЯЗУВАЛЬНИХ КОМПОНЕНТІВ	49
Кіщенко О.М. Щербата Г.О. (КНУ Металургійний інститут, м. Кривий Ріг) АНАЛІЗ ПІДБОРУ ЛИВАРНО-ЖИВИЛЬНОЇ СИСТЕМИ	50
Кіщенко О.М., Щербата Г.О. (КНУ Металургійний інститут, м. Кривий Ріг) ВПЛИВ ЕЛЕКТРИЧНОЇ ДІЇ НА СТРУКТУРУ СПЛАВУ	51
Клименко В.А., Нещадим В.М., Прилуцький М.І. (НТУУ «КПІ», м.Київ) ТЕХНОЛОГІЧНА СХЕМА ПРОЦЕСУ ОТРИМАННЯ ЧАСТКОВО МЕТАЛІЗОВАНОГО ПРОДУКТУ НА ОСНОВІ ВУГЛЕЦЕВОМІСТКИХ ЗАЛІЗОРУДНИХ ОКАТИШІВ	53
Кобзева А.И., Степанов А.В. (ДГТУ, г. Днепродзержинск) ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА ЗАДАННОЙ ПОЛЯРНОСТИ, ПЛОТНОСТИ И ЧАСТОТЫ НА КРИСТАЛИЗАЦИЮ СЛИТКОВ.....	56
Ковальчук О.Г., Ямшинський М.М. (НТУУ «КПІ», м. Київ) МАТЕМАТИЧНИЙ АПАРАТ ДЛЯ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА.....	57
Костюшко В.О. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ВПЛИВ ДЕФОРМАЦІЇ ТА ТЕМПЕРАТУРИ НА СТРУКТУРУ ТА ФАЗОВІ ПЕРЕТВОРЕННЯ В ПОРОШКОВИХ КОМПОЗИЦІЙНИХ КВАЗИКРИСТАЛІЧНИХ СПЛАВАХ СИСТЕМИ Al-Fe-Cr	59
Костюшко В.О. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ЗАСТОСУВАННЯ ТА ЕКСПЛУАТАЦІЙНІ ВЛАСТИВОСТІ ОКСИДНО-КАРБІДНОЇ РІЖУЧОЇ КЕРАМІКИ	60
Котова Е.С., Якименко С.С. (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь) СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ПРОЦЕССА КОВКИ ПУСТОТЕЛЫХ ПОКОВОК	62
Левченко Ю.Н., Верховлюк А.М. (ФТИМС НАНУ, г. Киев) ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ РАСПЛАВОВ СИСТЕМ Al-Cu-Zr и Al-Cu-Zr-Ni с ОГНЕУПОРНЫМИ МАТЕРИАЛАМИ	63
Лысенко Т. В., Ясюков В.В., Крейцер К.А. (ОНПУ, г. Одесса) ФОРМИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТЕЙ РАЗДЕЛА В КОМПОЗИЦИОННЫХ ОТЛИВКАХ	65

Лук'яненко І.В., Михалеви́ч Д.О., Косячков В.О. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ВПЛИВ КРЕМНІЮ ТА МОДИФІКУВАННЯ МАГНІЄМ НА СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ЧАВУНУ ПІД ЧАС КРИСТАЛІЗАЦІЇ	66
Малець В.М., Кашицький В.П., Савчук П.П. (Луцький НТУ, м. Луцьк) ОСОБЛИВОСТІ ТЕХНОЛОГІЇ ФОРМУВАННЯ ЕПОКСИКОМПОЗИТНИХ ПОКРИТТІВ МЕТОДОМ ПНЕВМАТИЧНОГО РОЗПИЛЕННЯ	67
Малинов В.Л. (ГВУЗ «ПГТУ» з. Мариуполь) НОВЫЕ НАПЛАВОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩИЕ ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ЗА СЧЕТ МНОГОФАЗНОЙ СТРУКТУРЫ С МЕТАСТАБИЛЬНЫМ АУСТЕНИТОМ	69
Малинов Л.С., Бакума А.О., Вознюк Н.А. (ГВУЗ «ПГТУ», з. Мариуполь) ПОВЫШЕНИЕ АБРАЗИВНОЙ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ СТАЛЕЙ ДИ42 И 65Х2МФС И ЧУГУНА ИЧХ16М2 ЗА СЧЕТ ПОЛУЧЕНИЯ НАРЯДУ С ДРУГИМИ СОСТАВЛЯЮЩИМИ МЕТАСТАБИЛЬНОГО АУСТЕНИТА	71
Малинов Л.С., Бурова Д.В., Гоманюк В.Д. (ГВУЗ «ПГТУ», з. Мариуполь) ЭНЕРГОСБЕРЕГАЮЩИЕ РЕЖИМЫ ТЕРМООБРАБОТКИ СТАЛЕЙ С НАГРЕВОМ В МЕЖКРИТИЧЕСКИЙ ИНТЕРВАЛ ТЕМПЕРАТУР (МКИТ)	73
Малинов Л.С., Малинов В.Л. (ГВУЗ «ПГТУ» з. Мариуполь) РЕАЛИЗАЦИЯ ПРИНЦИПА ПОЛУЧЕНИЯ МНОГОФАЗНЫХ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ УПРАВЛЯЕМО САМОТРАНСФОРМИРУЮЩИХСЯ СТРУКТУР ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ДОЛГОВЕЧНОСТИ БЫСТРОИЗНАШИВАЮЩИХСЯ ДЕТАЛЕЙ	75
Малинов Л.С. (ГВУЗ «ПГТУ», з. Мариуполь) ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ В МАРГАНЦЕВЫХ И ХРОМОМАРГАНЦЕВЫХ СТАЛЯХ ПОД ВЛИЯНИЕМ ЛАЗЕРНОЙ И ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ (ЭЛО) ОБРАБОТОК	77
Малинов Л.С. (ГВУЗ «ПГТУ», з. Мариуполь) СОЗДАНИЕ РЕГУЛЯРНЫХ МАКРОСКОПИЧЕСКИХ ГРАДИЕНТОВ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТАВА НА ПОВЕРХНОСТИ СПЛАВОВ СОЧЕТАНИЕМ ОБЩЕЙ И ЛОКАЛЬНОЙ ОБРАБОТОК	79
Малинов Л.С., Солідор Н.А., Мілентсьв В.О. (ДВНЗ «ПДТУ», м. Мариуполь) ВПЛИВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА СТРУКТУРУ ТА ЗНОСОСТІЙКІСТЬ СТАЛІ ГАДФІЛЬДА	81
Мамішев В.А. (ФТІМС НАН України, м. Київ) ПРО РАЦІОНАЛЬНИЙ ВИБІР ТЕХНОЛОГІЙ ЛИТТЯ ЗА ОЗНАКАМИ ТЕЧІЇ І КРИСТАЛІЗАЦІЇ РОЗПЛАВУ	82
Михайловская А.М, Гнатенко О.В, Наумик В.В, Гайдук С.В. (ЗНТУ, з. Запорожье) ОПТИМИЗИРОВАННЫЙ ЖАРОПРОЧНЫЙ СПЛАВ ЖС-32ВИ ДЛЯ НАЗЕМНЫХ СИЛОВЫХ УСТАНОВОК	84
Мініцький А.В., Сидоренко Б.О., Ілліних О.О. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ НА ПРОЦЕС ДОПРЕСОВКИ СУМІШЕЙ НА ОСНОВІ ЗАЛІЗА	85
Мініцька Н.В., Джулій Д.Ю. (НТУУ «КПІ», м. Київ) КОМПЛЕКСНИЙ МЕТОД ПІДВИЩЕННЯ ПРАЦЕЗДАТНОСТІ ТВЕРДОСПЛАВНОГО РІЗАЛЬНОГО ІНСТРУМЕНТУ	86
Набока В.О., Лютий Р.В. (НТУУ «КПІ», м. Київ) РОЗРАХУНОК ПРОГРІВАННЯ ЛИВАРНИХ СТРИЖНІВ ТА ПРОГНОЗУВАННЯ ЇХ ВЛАСТИВОСТЕЙ	88
Оніщук Р.С., Гурія І.М. (НТУУ «КПІ», м. Київ) МІКРОСТРУКТУРА СПІНЕНОГО АЛЮМІНІЮ	89
Осадчий И.О., Криворучко Д.В. (СумГУ, з. Сумы) ОБ ИСПЫТАНИЯХ ЗУБЧАТЫХ КОЛЕС ИЗ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ	91
Пивошук С.Р. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ВПЛИВ ШВИДКОСТІ КРИСТАЛІЗАЦІЇ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ СИСТЕМИ V_4C-TiB_2-SiC	93
Попович О.І. (НТУУ «КПІ», м. Київ) МІКРОТВЕРДІСТЬ ЕВТЕКТИЧНИХ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Mo-Si-B	94
Попович О.І. (НТУУ «КПІ», м. Київ) СТРУКТУРА ЕВТЕКТИЧНИХ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Mo-Si-B	96

Радченко І.О., Радченко К.С., Федоров Г.Є., Ямшинський М.М., Дуляницька Ю.Е. (НТУУ «КПІ», м. Київ) МІКРОЛЕГУВАННЯ І МОДИФІКУВАННЯ ХРОМОМАНГАНЦЕВОГО ЧАВУНУ 290Х19Г4.....	97
Рудницький А.А.¹, Соценко О.В.¹, Малай А.В.² (¹НМетАУ, Днепропетровск; ²НПФ «Парамі», Запоріжжє) ЭФФЕКТИВНАЯ ЛИТНИКОВАЯ СИСТЕМА ДЛЯ КОЛОСНИКОВ ОБЖИГОВЫХ И АГЛОМЕРАЦИОННЫХ МАШИН.....	99
Рудницький А.А., Соценко О.В. (НМетАУ, Днепропетровск) КОКИЛЬНОЕ ЛИТЬЕ КОЛОСНИКОВ ИЗ СТАЛИ 75Х28Н2СЛ	101
Садова О.Л., Кашицький В.П. (Луцький НТУ, м. Луцьк) ДОСЛІДЖЕННЯ КОРОЗИЙНОЇ СТІЙКОСТІ ЕПОКСИКОМПОЗИТІВ ТРИБОТЕХНІЧНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ	102
Самарай В.П., Глазова М.А. (НТУУ «КПІ», г. Киев) ВИБРОУПЛОТНЕНИЕ ПЕСКА ДЛЯ БЕЗДЕФЕКТНОГО ЛИТЬЯ.....	104
Самарай В.П., Глазова М.А. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ВПЛИВ ВІБРОУЩІЛЬНЕННЯ ФОРМУВАЛЬНОЇ СУМІШІ НА ОТРИМАННЯ БЕЗДЕФЕКТНОГО ЛИТВА	105
Самарай Р.В., Богусевський В.С., Самарай В.П. (НТУУ «КПІ», г. Киев) СМАЗЫВАНИЕ ПРЕСС-ФОРМЫ НА РОБОТИЗИРОВАННЫХ КОМПЛЕКСАХ ЛИТЬЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ В ЗАКРЫТОМ СОСТОЯНИИ С УПРАВЛЕНИЕМ НЕЧЕТКИМИ РЕГУЛЯТОРАМИ	107
Санькова Є.О., Вініченко В.Г., Могилаченко В.Г. (НТУУ «КПІ», м. Київ) МЕТОД ОДЕРЖАННЯ ЛІГАТУРИ З ПОРОУТВОРЮВАЧЕМ ДЛЯ ВИПЛАВКИ ПІНОАЛЮМІНІО.....	109
Сиропоршнев Л.М.¹, Бачинський В.Д.¹, Бубликов В.Б.² (¹НТУУ «КПІ», ²ФТІМС НАН України, м. Київ) АНАЛІЗ СУЧАСНИХ МЕТОДІВ МОДИФІКУВАННЯ ЧАВУНУ МАГНІЄВИМИ ЛІГАТУРАМИ.....	111
Смольська В.С., Кравченко Б.Х., Лютий Р.В. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ТЕРМОДИНАМІЧНІ ОСНОВИ СИНТЕЗУ НОВИХ ЗВ'ЯЗУВАЛЬНИХ КОМПОНЕНТІВ ДЛЯ ЛИВАРНИХ СТРИЖНІВ.....	113
Соколовська Л. А. (ФТІМС НАН України, м. Київ) ОСОБЛИВОСТІ ЧИСЕЛЬНОГО РОЗРАХУНКУ ТЕМПЕРАТУРИ В СИСТЕМІ РОЗПЛАВ – МІКРОХОЛОДИЛЬНИКИ	116
Соценко О.В. (НМетАУ, г. Днепропетровск) О МЕЖФАЗНОМ РАСПРЕДЕЛЕНИИ МАГНИЯ И ЦЕРИЯ В ВЫСОКОПРОЧНОМ ЧУГУНЕ.....	118
Стрижакова К.В, Лютий Р.В. (НТУУ «КПІ», м. Київ) СТРИЖНЕВА СУМІШ З НЕОРГАНІЧНОЮ ЗВ'ЯЗУВАЛЬНОЮ СИСТЕМОЮ ОРТОФОСФОРНОЇ КИСЛОТИ І КАРБОНАТУ НАТРІО.....	119
Тарасов С.Г. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ФОРМУВАННЯ НАДТВЕРДИХ ФАЗ У СИСТЕМІ Al-Mg-V В ПРИСУТНОСТІ ЛЕГУВАЛЬНИХ ДОБАВОК.....	121
Тимофєєва А.В., Гресс О.В. (ДДТУ, м. Дніпродзержинськ) СИСТЕМА РОЗРАХУНКУ ГЕОМЕТРИЧНИХ ПАРАМЕТРІВ НАДЛИВІВ.....	123
Тошева О.Ю., Прокопчук М.А., Кочешков А.С. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ФАКТОРІВ НА ЯКІСТЬ ТОЧНИХ ВИЛИВКІВ ПРИ ЛИТТІ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ВИТОПЛЮЮТЬСЯ.....	124
Тошева О.Ю., Прокопчук М.А., Кочешков А.С., Самарай В.П. (НТУУ «КПІ» м. Київ) ФАКТОРИ УТВОРЕННЯ ДЕФЕКТІВ У ПРЕЦИЗІЙНОМУ ЛИТВІ	126
Троцан А.И., Каверинский В.В., Бродецкий И.Л. (ИПМ НАН Украины, г. Киев) ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЙ РАСЧЁТ ОБРАЗОВАНИЯ КАРБОНИТРИДНЫХ ФАЗ В ИЗОТЕРМИЧЕСКИХ УСЛОВИЯХ.....	127
Федоров Н.Н., Тренкина М.В. (ДГМА, г. Краматорск) ПРОЕКТИРОВАНИЕ МОДЕЛЕЙ АВТОРСКИХ ЮВЕЛИРНЫХ ИЗДЕЛИЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СРЕДСТВ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ.....	129

Фесенко К.В., Фесенко М.А., Місіора С.В., Тулуп В.Ю., Косячков В.О. (НТУУ «КПІ», м. Київ) КАРБІДОСТАБІЛІЗУВАЛЬНА ОБРОБКА РОЗПЛАВУ ЧАВУНУ В ЛИВАРНІЙ ФОРМІ.....	131
Хитько А.Ю., Иванова Л.Х., Шапран Л.А., Симоненко В.В. (НМетАУ, г. Днепропетровск) ВЫБОР ОПТИМАЛЬНОГО СОЧЕТАНИЯ СЛУЖЕБНЫХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛА ДЛЯ РОЛИКОВ МНЛЗ.....	133
Шаломеев В.А., Цивирко Э.И., Слынько Г.И., Морозов Д.А. (Запорожский национальный технический университет) УЛУЧШЕННЫЙ МАГНИЕВЫЙ СПЛАВ МЛ5 ДЛЯ АВТОМОБИЛЕСТРОЕНИЯ.....	134
Шевчук Т.В., Могилатенко В.Г. (НТУУ «КПІ», м. Київ) УСУНЕННЯ ДЕФЕКТУ «ПОРИСТІСТЬ ВИЛИВКА» ПРИ ВАКУУМНО-ПЛІВКОВІЙ ФОРМОВЦІ.....	136
Шнирко О.В., Седов М.П., Рибак В.М. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ВПЛИВ ЗМІННОГО ЕЛЕКТРИЧНОГО СТРУМУ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВУ АК7.....	138
Богун Л.І., Лаврись С.М. (НУ «ЛПІ», м. Львів) ВПЛИВ РОЗМІРІВ ПОР НА ФОРМУВАННЯ ЗНОСОТРИВКОЇ СТРУКТУРИ НАПИЛЕНИХ ПОКРИТТІВ, ЩО ПРАЦЮЮТЬ В УМОВАХ ГРАНИЧНОГО МАЩЕННЯ.....	139
Лук'янець В.В., Федоров Г.Є. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ПІДВИЩЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЖАРОСТІЙКИХ СТАЛЕЙ МІКРОЛЕГУВАННЯМ І МОДИФІКУВАННЯМ.....	140
Гурія І.М., Мендес Варела М.Б. (НТУУ «КПІ», м. Київ) СКЛОВОЛОКНО, ЯК СУЧАСНИЙ МАТЕРІАЛ В ЛИВАРНОМУ ВИРОБНИЦТВІ.....	142
Яким Р.С (ДДПУ ім. І.Франка, м. Дрогобич) ПІДВИЩЕННЯ ЕФЕКТИВНОСТІ ВИГОТОВЛЕННЯ ШАРОШОК ТРИШАРОШКОВИХ БУРОВИХ ДОЛІТ.....	143
2. РОЗДІЛ МОДЕЛЮВАННЯ ТА АВТОМАТИЗАЦІЯ ВИРОБНИЦТВА.....	145
Абдулов А.Р., Приходько О.В., Лапченко А.В., Солянова А.А. (ДГМА, г. Краматорск) ПРИМЕНЕНИЕ ИНСТРУМЕНТОВ ПРОГРАММИРОВАНИЯ ДЛЯ ПРОЕКТИРОВАНИЯ ЛИТЕЙНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ.....	145
Богушевский В.С., Сухенко В.Ю., Антоневич О.А. (НТУУ «КПІ», г. Киев) УСТРОЙСТВО ДЛЯ ДОЗИРОВАНИЯ МЕТАЛЛА В МАШИНУ ЛИТЬЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ.....	146
Богушевський В.С., Антоневич Я.К. (НТУУ «КПІ», м.Київ) КРИТЕРІЙ ОПТИМАЛЬНОГО УПРАВЛІННЯ МАШИНОЮ ЛИТТЯ ПІД ТИСКОМ.....	147
Грядовський І.О., Ямшинський М.М. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ПРОГНОЗУВАННЯ ЛИВАРНИХ І МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ХРОМОАЛЮМІНІЄВИХ СТАЛЕЙ ЗА ЇХ ХІМІЧНИМ СКЛАДОМ І ТЕМПЕРАТУРОЮ РОЗПЛАВУ ПЕРЕД ЗАЛИВАННЯМ У ФОРМУ.....	149
Симонова Е.В., Пономаренко О.И. (НТУ «ХПІ», г.Харьков) МОДЕЛИРОВАНИЕ И ОПТИМИЗАЦИЯ СВОЙСТВ СМОЛЯНЫХ ХТС С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ОФОС.....	151
Соценко О.В., Афонин С.Ю. (НМетАУ, г. Днепропетровск) ОБ ЭФФЕКТИВНОСТИ МЕТОДОВ КОМПЬЮТЕРНОЙ ОЦЕНКИ ФОРМЫ ГРАФИТА В ЧУГУНАХ.....	152
Фесенко А.М.¹ Могилатенко В.Г.², Фесенко М.А.², Скок Р.І.¹ (¹ ДГМА, м. Краматорськ, ² НТУУ «КПІ», м. Київ) КОМП'ЮТЕРНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ВАРІАНТІВ ВИГОТОВЛЕННЯ ЧАВУННИХ ВИЛИВКІВ З ДИФЕРЕНЦІЙОВАНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ.....	154
Головин И.И.¹, Цегельник Е.В.¹, Мельничук П.И.² (¹ НАКУ «ХАИ», г. Харьков, ² ГП «Антонов», г. Киев) ПЕРСПЕКТИВЫ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ МЕТОДА ЛАЗЕРНОЙ ОЧИСТКИ В КОНСТРУКЦИЯХ ОБЪЕКТОВ АВИАЦИОННОЙ ТЕХНИКИ.....	154
3. РОБОТИ СЛУХАЧІВ МАН.....	157
Бубіс А.О., Федоров Г.Є. (НТУУ «КПІ», м. Київ) СПЕЦІАЛЬНІ ВЛАСТИВОСТІ СТАЛЕЙ ДЛЯ РОБОТИ В ЕКСТРЕМАЛЬНИХ УМОВАХ.....	157
Тульчинська М.В., Федоров Г.Є. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ПІДВИЩЕННЯ ЗНОСОСТІЙКОСТІ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ РОБОТИ В ЕКСТРЕМАЛЬНИХ УМОВАХ МІКРОЛЕГУВАННЯМ І МОДИФІКУВАННЯМ.....	159

1. РОЗДІЛ ПЕРСПЕКТИВНІ МАТЕРІАЛИ ТА ТЕХНОЛОГІЇ

I. Sokolovska

(*NTUU «KPI», Physical Engineering Faculty*)

DIFFUSION PROCESSES IN NANOSCALE SYSTEM OF Al-Ni AT DIFFERENT TEMPERATURES

In modern materials science, considerable attention is given to issues which is related to the study of the properties of two-component systems, such as nickel-based and aluminum. Thus, a large number of works devoted to the study of mechanical, thermodynamic and structural properties that vary under the influence of heat treatment, as these characteristics are crucial for the formation of the necessary qualities of materials [1]. Interests arises both massive and thin-film structures because they may form intermetallic phases that provide materials specific properties as desirable and undesirable.

Table 1. Values calculated of diffusion coefficients for different temperatures and time

T, K	t, s	D, m ² /s	
		Al	Ni
293	1E-15	1,39E-10	6,22E-11
	2E-15	7.55E-11	3,15E-11
	4E-15	3.30E-11	1,46E-11
	6E-15	2,56E-11	1,08E-11
1010	1E-15	2,76E-09	2,97E-10
	2E-15	2,89E-10	5,95E-11
	4E-15	2,12E-10	2,88E-11
	6E-15	2,54E-10	2,89E-11
2500	1E-15	1,17E-09	3,06E-10
	2E-15	8,46E-10	2,55E-10
	4E-15	6,20E-10	2,92E-10
	6E-15	8,16E-10	7,13E-10

In this work was conducted research of dynamics of vacancies and also diffusion that occurs by means of vacancy mechanism. The aim of this work was to study the diffusion processes in two-layer nanoscale structures of Al-Ni and setting influence the concentration of vacancies on the diffusion.

Simulated crystal with defects (5756 atoms, 4 vacancies), determined the coordinates of all atoms and found displacement of atoms due to diffusion, separating them from the thermal vibrations of the atoms near equilibrium position. Determined value of the diffusion coefficient and built a graph of dependence the diffusion coefficient on temperature (Fig. 1).

Calculated values of activation energy of process, which is 590 eV, which is consistent with literature data. Established that with increasing temperature Ni diffusion is not as fast growing as diffusion Al. This can be explained fairly significant difference of the melting temperatures between components.

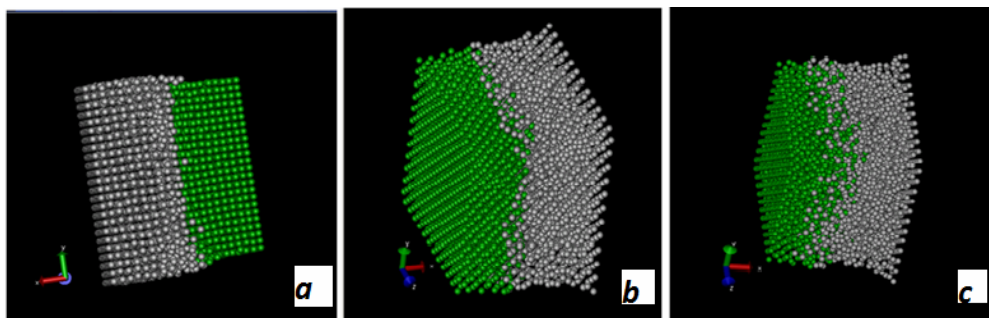


Figure 1. State of the system at different temperatures:
a) 285K; b) 1010K; c) 2500K

References:

1. Novel Ni/Al/Ni diffusion soldered joints for high temperature applications // R.K.Khanna, Institute for Physical Metallurgy, 2000.

Анісімова О.А., Мельниченко Д.С., Лютий Р.В.
(*НТУУ «КПІ», м. Київ*)

СТРИЖНЕВІ СУМІШІ З ОРТОФОСФОРНОЮ КИСЛОТОЮ І СПОЛУКАМИ АЛЮМІНІЮ, ЯКІ ЗМІЦНЮЮТЬСЯ В ОСНАЩЕННІ

Стрижневі суміші з фосфорними солями металів мають високі показники механічних та технологічних властивостей. Властивості суміші, в свою чергу, значною мірою залежать від способу її приготування. В роботі досліджували три основні способи введення компонентів у стрижневі суміші, зв'язувальними компонентами в яких виступали фосфорні солі алюмінію.

Із солей алюмінію, які широко використовуються в ливарному виробництві, використані нітрат $Al(NO_3)_3$ та сульфат $Al_2(SO_4)_3$. Із інших сполук, які містять алюміній в тому чи іншому вигляді, використані дистен-силіманіт ($Al_2O_3 \cdot SiO_2$), каолінова глина ($Al_2O_3 \cdot 2SiO_2 \cdot H_2O$) та пірофіліт ($Al_2O_3 \cdot 4SiO_2 \cdot H_2O$).

Згідно першого способу, ортофосфорну кислоту і алюмовмісну речовину вводили в суміш як окремі компоненти, які починали між собою взаємодію вже після приготування суміші, а саме при нагріванні зразків. Такий спосіб реалізований для усіх наявних в роботі алюмовмісних сполук. Кількість ортофосфорної кислоти (концентрація 85%) у всіх сумішах постійна 3%, кількість води також 3%, кількість солей Al або інших його сполук 5%. Таким чином, всі алюмовмісні сполуки поставлені в рівні умови.

Другий спосіб передбачає попереднє приготування сухої зв'язувальної композиції, тобто продукт реакції H_3PO_4 і алюмодобавки був використаний як зв'язувальний компонент у суміші. Готували зв'язувальні композиції складу: алюмовмісна речовина – 5 мас. ч; ортофосфорна кислота – 1 мас. ч.

Ці композиції витримували протягом 1 год в печі при температурі, яка відповідає реакції даної алюмовмісної речовини із H_3PO_4 . Згодом із композиції вводили в суміші складу: композиція – 5%; вода – 5%; пісок кварцовий – решта. Зразки зміцнювали при відповідних температурах.

Третій спосіб передбачає приготування рідкої зв'язувальної композиції – розчину відповідної алюмодобавки в кислоті. Як виявилось, до подібного розчинення здатні лише солі – $Al(NO_3)_3$ і $Al_2(SO_4)_3$. Решта матеріалів утворює не розчини, а суспензії, які також були використані для приготування сумішей. Готували розчини або суспензії з вмістом алюмовмісних сполук в кислоті від 10 до 50%. Оскільки найкращі результати при попередньому дослідженні отримані з розчинами (суспензіями) з 30% алюмовмісної сполуки, то ці розчини (суспензії) і вибрані для порівняння. Склад сумішей: зв'язувальний розчин (суспензія) – 5%; пісок кварцовий – решта.

Зразки із солями Al зміцнювали при 200 °С; зразки з алюмосилікатами – при 300 °С. Це пов'язано з раніше встановленими особливостями взаємодії даних матеріалів з H_3PO_4 . Тривалість зміцнення зразків – 1 год.

Приготування зв'язувальної композиції та зв'язувального розчину, як виявилось, – це потенціал для підвищення міцності зразків (рис. 1). Нітрат алюмінію не дає можливості приготувати композицію, а в складі розчину надає суміші міцність в 2 рази вищу, ніж при решті способів введення компонентів.

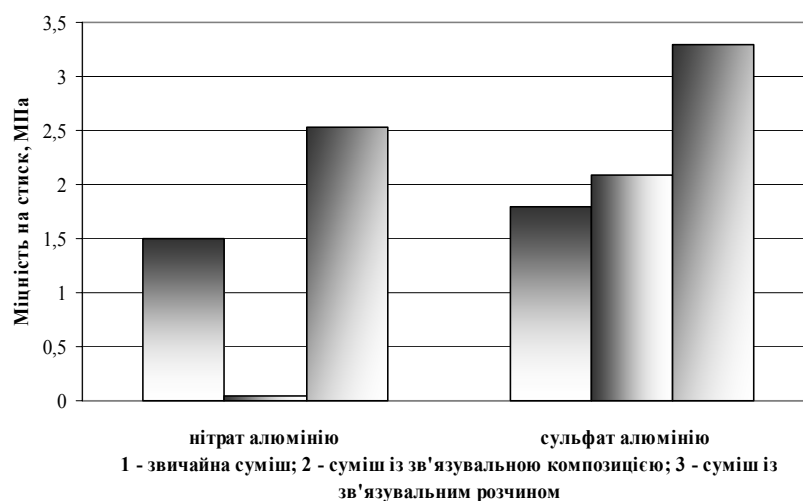


Рис. 1. Міцність суміші за різних способів введення солей Al

Сульфат Al і в стані зв'язувальної композиції, і в стані зв'язувального розчину сприяє підвищенню міцності. Але приготування розчину пов'язане із технологічною складністю: $Al_2(SO_4)_3$ погано розчиняється в кислоті, утворюючи нестійку пастоподібну масу. З цієї точки зору, приготування зв'язувальної композиції є більш доцільним, за умови якщо буде досягнутий аналогічно високий рівень властивостей.

Додавання каолінової глини з ортофосфорною кислотою не дало високих показників міцності стрижневих сумішей, незалежно від способу її введення (рис. 2).

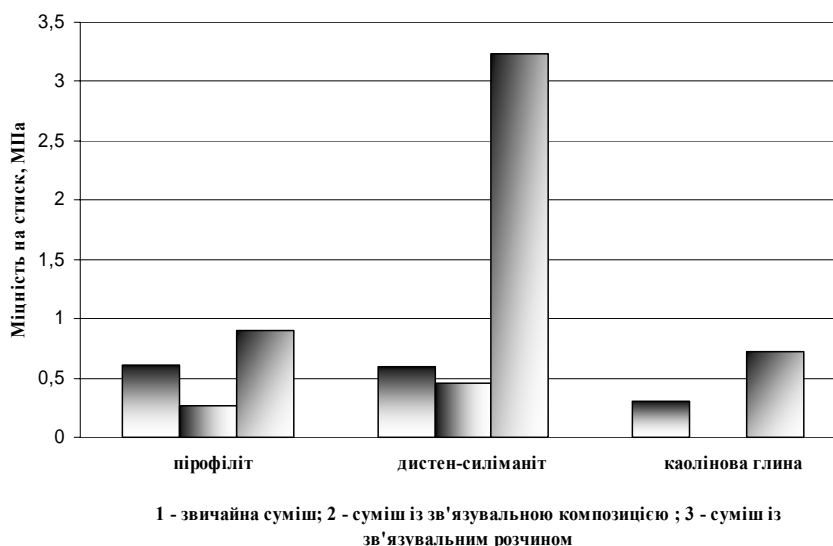


Рис. 2. Міцність суміші за різних способів введення алюмовмісних сполук

Пірофіліт у складі розчину (суспензії) надає суміші більшої міцності, ніж при окремому введенні компонентів, а тим більше в складі зв'язувальної композиції.

Дистен-силіманіт при окремому введенні компонентів і в складі зв'язувальної композиції не надає високої міцності стрижневим сумішам, а от у складі зв'язувального розчину збільшує міцність стрижня до 3,2 МПа.

Отже, встановлено, що спосіб введення компонентів у стрижневі суміші є резервом для значного підвищення їх властивостей.

Афанащенко Ю.М., Сиропоршнєв Л.М., Репета Л.П.
(НТУУ «КПІ», м. Київ)

РОЗРОБКА КОМБІНОВАНИХ ПІНОПОЛІСТИРОЛОВИХ МОДЕЛЕЙ

Лиття по газифікованим моделям (ЛГМ) є одним із новітніх способів виробництва виливків. Однак метод за моделями, що газифікується, має ряд недоліків. Так, великопротяжні моделі виготовляти за допомогою механічної обробки складно із-за можливої деформації модельного матеріалу низької щільності під тиском ріжучого інструменту. Неможливо отримати складні порожнини у виливку без використання стрижнів, однак в той же час неможливо використання великих стрижнів, так як під їхньою вагою може деформуватись сама модель. В зв'язку з цим залишається актуальним використання матеріалів з низькою щільністю (таких як спучений перліт) при виготовленні стрижнів для пінополістиролових моделей. Однак, при перегляді літературних даних було виявлено, що застосування спученого перліту в якості матеріалу при виготовленні стрижнів для пінополістиролових моделей досліджено недостатньо.

Об'єктом дослідження є розробка стрижневої суміші на основі піску та спученого перліту, смоли СФП-011Л та розчинника метилацетату.

Головною метою дослідження є вивчення впливу температури печі та часу витримки в печі на характеристики тверднення стрижневої суміші; визначення впливу зв'язувального компонента на міцність стрижнів на основі кварцового піску та спученого перліту; встановлення впливу розчинника – метилацетату на міцність стрижнів на основі кварцового піску та спученого перліту; визначення залежності тимчасового опору при розриванні від часу спікання суміші та від температури теплового оброблення стрижнів.

Зразки виготовлялися із різних складів суміші (з різною концентрацією кварцового піску та перліту, смоли СФП-011Л та розчинника метилацетату).

При проведенні дослідів використовувалися зразки-«вісімки». Для того, щоб дослідити вплив температури печі та часу витримки в печі на характеристики тверднення стрижневої суміші, зразки із стрижневої суміші витримувалися в муфельній печі певний час (1...25 хв) при температурі 180, 200 та 250 °С. Одразу після витримки в печі визначалась глибина проникнення голки Віка в зразок.

Для визначення впливу температури та часу витримки в печі на міцність стрижневої суміші зразки спікались в муфельній печі МП-2 при температурі 200 °С протягом певного часу (10...30 хв) з подальшою витримкою на повітрі 1 год. Міцність зразків на розрив визначалася за стандартною методикою на розривній установці моделі 081.

Для визначення густини суміші використовувалися стандартні циліндричні зразки, які виготовлялися із суміші з різною кількістю кварцового піску та перліту, 6% об. ч смоли СФП-011Л та 2% об. ч метилацетату, які витримувалися в печі при температурі 200 °С до повного тверднення.

В результаті проведених експериментів було встановлено, що зі збільшенням кількості спученого перліту густина суміші зменшується, так як перліт має досить низьку щільність. Результати приведені в табл. 1.

Таблиця 1 – Густина суміші в залежності від кількості перліту

Кількість кв. піску, % об. ч	Кількість перліту, % об. ч	Густина суміші, г/см ³
100	0	1,65
75	25	1,45
50	50	1,25
0	100	0,83

Що стосується кінетики твердіння, то при витримці в печі зразків, протягом зазначеного часу, при температурах 180, 200 та 250°С, величина проникнення в зразок зменшується, тобто збільшується твердість зразка. Результати експериментів приведені в табл. 2.

Збільшення кількості перліту від 0 до 100% об. ч в суміші збільшує тривалість спікання так, що при температурі витримки 180 °С зразки тверднуть найдовше – від 16 до 30 хв., при 200 °С – від 9 до 27 хв., при 250 °С зразки тверднуть найшвидше від 5 до 12 хв.

Таблиця 2 – Час повного тверднення (хв.) в залежності від кількості перліту та температури витримки в печі

Температура витримки в печі, °С	Кількість перліту, % об.ч			
	0	25	50	100
180	16	19	20	30
200	9	14	18	27
250	5	7	8	12

Це пов'язано з тим, що перліт має низьку теплопровідність та низьку щільність. Також, в ході експериментів було встановлено, що зі збільшенням кількості зв'язувального компонента смоли СФП-011Л з 4 до 8 % об. ч, швидкість тверднення зразків збільшується.

В зв'язку з тим, що стрижнева суміш з вмістом 50% об. ч перліту, володіє відносно низькою густиною ($1,25 \text{ г/см}^3$) і технічно достатньою швидкістю твердіння, то для наступного дослідження була обрана суміш із вмістом 50% об. ч перліту та 50% об. ч кварцового піску. Дослідили вплив кількості смоли СФП-011Л на міцність стрижневої суміші при температурі спікання 200 °С. Результати приведені в табл. 3.

Встановлено, що зі збільшенням часу витримки в печі та кількості смоли, міцність збільшується. Досягає максимуму при часі витримки 25 хв. Подальше збільшення часу витримки (до 30 хв) зменшує показники міцності, що пов'язано з термодеструкцією зв'язувального компонента. Таким чином встановлено, що оптимальна кількість спученого перліту в суміші сягає 50% об. ч, а максимальна міцність (0,278 МПа) досягається при 8% об. ч смоли і часу спікання 25 хв. Також було виявлено, що при більшій кількості зв'язувального компонента – смоли СФП-011Л, міцність стрижнів вища. Це пояснюється тим, що суміші, до складу яких входить фенолформальдегідна смола, дуже чутливі до підвищення температури, і під час спікання смола розплавляється під дією тепла і утворює плівку на зернах наповнювача. Утворена плівка сприяє зміцненню стрижнів.

Таблиця 3 – Міцність на розрив (в МПа) в залежності від часу витримки в печі

Кількість смоли в суміші, % об. ч	Час витримки в печі, хв.				
	18	20	22	25	30
4	0,0747	0,078	0,088	0,099	0,080
6	0,108	0,125	0,141	0,175	0,150
8	0,162	0,198	0,222	0,278	0,230

Отримання комбінованих газифікованих моделей є перспективним напрямком лиття по газифікованим моделям. Враховуючи малу конструкційну міцність пінополістиролу, виникає необхідність в розробці стрижневих сумішей з використанням вогнетривких наповнювачів низької щільності.

Бабилунга А.В., Лысенко Т.В., Решетникова В.В.
(ОНПУ, г. Одесса)

**ИЗГОТОВЛЕНИЕ КЕРАМИЗИРОВАННЫХ ПЕСЧАНЫХ ФОРМ ПО
МЕТАЛЛИЧЕСКИМ МОДЕЛЯМ МЕТОДОМ ВЫЖИМАНИЯ**

babilungas@mail.ru

Изготовление сложнопрофильных керамизированных форм с облицовочным слоем из водного шликера плавленого кварца связано с проблемами равномерного качественного заполнения зазора между моделью и гидрофильной опорной частью на фоне стремления к минимизации толщины облицовочного слоя, из соображений оптимизации газового режима формы при заливке расплавом. Режимы приготовления шликеров и управления водопоглощающей способностью опорной части формы позволяют в определенной степени улучшить процесс заполняемости модельной оснастки, однако, технологические условия керамизации являются достаточно жесткими, что создает трудности в практической реализации.

Для устранения перечисленных трудностей разработан способ изготовления керамизированных форм и формообразующих элементов (стержней, оболочек и др.), предусматривающий изготовление гидрофильной опорной части формы, заливку водного шликера плавленого кварца и выжимание его металлической моделью. При этом скорость выжимания обеспечивает формирование направленного фронта структурообразования шликерной облицовки, согласно условию превышения толщины сформированного керамического слоя в нижней части формы по сравнению с верхней.

Данное свойство обеспечивает питание формирующегося зернового каркаса и, соответственно, качественное воспроизведение рельефа металлической модели. Т.е. процесс выжимания должен завершиться одновременно либо немного ранее процесса отверждения шликера в самой нижней части модельной оснастки. Выжимание шликера металлической моделью со скоростью большей оптимальной приведет к тому, что к моменту окончания выжимания не будет обеспечен направленный фронт структурообразования, и возникнет опасность нарушения питания облицовки из-за нестабильности влагопоглощающей способности гидрофильной опорной части формы. Выжимание шликера со скоростью меньшей оптимальной вызывает опережающее завершение процесса структурирования в нижней части формы по сравнению с процессом выжимания, и модель, продолжающая движение, способствует нарушению целостности рабочей поверхности облицовки. Только выжимание с оптимальной скоростью позволяет создать направленный фронт структурообразования, обеспечивающий необходимые условия питания облицовочного слоя и закончить структурообразование в нижней части к моменту завершения процесса выжимания.

Для улучшения связи между облицовочной и опорной частями литейной формы и предотвращения их расслаивания при последующей термической обработке и заливке применяли воздействие электромагнитным полем на структурирующийся шликер. Как показали экспериментальные исследо-

вания, электромагнитное воздействие способствует увеличению диффузии шликера в опорную часть формы, что увеличивает адгезию керамики к опоре и существенно снижает брак литья по отслаиванию и деформации облицовочного слоя.

Кроме того, увеличение диффузии шликера в опорную часть формы практически устраняет нарушение целостности облицовочного слоя формы на стадии отделения металлической модели от формы, повышая тем самым размерную точность литья.

Приведенный метод изготовления керамизированных форм прошел успешную промышленную апробацию при изготовлении сложнопрофильных компрессорных валов методом литья, устранив характерный брак отливок по причине отслаивания облицовки на стадии изготовления и заливки керамизированных форм.

Белов Б.Ф., Троцан А.И., Бродецкий И.Л., Крейденко Ф.С.

(ИПМ НАН Украины, г. Киев)

ОСНОВНЫЕ ПОЛОЖЕНИЯ ТЕОРИИ МГС - ФАЗ

brodig@mail.ru

В концепции создания современных сталеплавильных технологий одной из главных проблем являются процессы структурообразования металлургических фаз и механизмы их взаимодействия (функционирования) в неравновесных условиях по законам вероятности (стохастические системы).

Предлагаемая феноменологическая теория строения жидких и твердых металлургических фаз по модели гармонических структур (теория МГС-фаз) [1-3], оставаясь на принципах модели ассоциированных растворов, является дальнейшим развитием кластерных представлений строения жидкого состояния с учетом природы химической связи элементов, координации и генетической наследственности атомов в наноструктурном пространстве. В ее основе лежит анализ ионно-молекулярных комплексов (кластеров), определяющих в значительной степени физико-химические и технологические характеристики шлаковых систем. Теория МГС-фаз дает возможность определить механизм взаимодействия компонентов в стохастических сталеплавильных процессах; прогнозировать и оптимизировать технологии получения новых шлаковых и металлических материалов с заданными свойствами.

Теория МГС-фаз состоит из следующих основных разделов:

- определение и анализ параметров (длина и энергия) химической связи элементов по квантово-механическим данным, рассчитанным согласно радиально-орбитальной модели электронного строения атомов [1, 2];

- построение и анализ более информационно емких, чем классические, полигональных диаграмм состояния металлургических систем для жидких и твердых компонентов новым графо-аналитическим методом [3];

- структурно-химический системный анализ исходных компонентов и промежуточных фаз металлургических систем, определяющий их стехиометрический состав, температуры образования и плавления, области гомогенности и структуризацию твердых и жидких растворов [2-4];

- анализ стохастических металлургических систем с помощью балансовых уравнений суммарных структурно-химических реакций, позволяющий рассчитать оптимальные расходные коэффициенты присадочных материалов при обработке жидкой стали, ожидаемые адсорбционную емкость шлака и степень рафинирования расплава, а также предложить эффективный механизм шлакообразования и рафинирования [4].

С использованием представлений теории МГС-фаз проводится классификация металлургических фаз, включающая анализ их структурно-химического состояния на уровне наномасштабных структурных ионно-молекулярных комплексов (СИМ-комплексов), от которых зависит реакционная способность гетерогенной системы металл – шлак – газ в пирометаллургических процессах [2]. Кроме того, структурный тип СИМ-комплексов характеризует характер кристаллизации расплава – спонтанная кристаллизация с глубоким переохлаждением за счет полигональных или инициированная (принудительная) за счет полиэдрических СИМ-комплексов, что задает тип микроструктуры твердого тела и, соответственно, его физико-химические свойства.

Литература:

1. Белов Б.Ф. Структуризация металлургических фаз в жидком и твердом состояниях / Б.Ф.Белов, А.И.Троцан // Изв. ВУЗ. – ЧМ. – 2002. – №4. – С.70...75.

2. Белов Б.Ф. Наноструктурные элементы базовых компонентов в стали / Белов Б.Ф., Троцан А.И., Бродецкий И.Л. // Сборник материалов Харьковской нанотехнологической Ассамблеи. – 2008. – ННЦ ХФТИ. – Т.2. – С.173...177.

3. Метод побудови полігональних діаграм стану потрійних металургійних систем / [Б.Ф.Белов, А.І. Троцан, І.Л. Бродецький, Ф.С. Крейденко] // Свідоцтво продержавну реєстрацію прав автора на твір. – № 48344 від 18.03.2013.

4. Анализ рафинировочных процессов ковшевой обработки стали / [Буга И.Д. Троцан А.И., Белов Б.Ф. и др.] // Металлург. и горн. промышленность. – 2010. – №3. – С. 16...20.

Бендич А.В.

(ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)

**ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЕ ПЕРЕООРУЖЕНИЕ ПРОИЗВОДСТВА
ВЫПЛАВКИ СТАЛИ – ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ
ПРОЦЕССА КОНВЕРТИРОВАНИЯ**

SunnyWhite2009@yandex.ru

Система технологий производства стали в конвертерах с применением кислорода непрерывно совершенствуется, определяя дальнейший научно-технический прогресс в чёрной металлургии в целом.

Приоритет отдаётся технологическим решениям, которые направлены

на уменьшение потерь энергии, железа, огнеупоров и других расходуемых материалов при снижении вредного влияния на окружающую среду за счёт уменьшения выбросов CO_2 и пыли, эффективной переработки металлолома и технологических отходов.

Для стабилизации процесса конвертерной плавки и снижения её длительности всё большее распространение получает технология десульфурации чугуна в ковше. Наибольшее распространение получила десульфурация смесью порошкообразной флюидизированной извести и диспергированного магния [1]. Была разработана комплексная технология ковшевого рафинирования чугуна с вдуванием десульфураторов через две фурмы. Используя оборудование американской фирмы «ESM», технология предусматривает одновременное вдувание в предварительно раскисленный алюминием расплав чугуна через одну погружную фурму порошкообразной извести в потоке окислительного газа ($\text{O}_2 + \text{N}_2$) и диспергированного магния в потоке азота через вторую фурму.

В результате внедрения комплексного предварительного рафинирования чугуна, получила наибольшее распространение малошлаковая технология выплавки высококачественной стали с использованием комбинированной продувки конвертерной ванны с элементами жидкофазного восстановления железо-, марганец- и хромрудного сырья [2].

Одной из важнейших стратегий развития технологий и конструкции конвертеров является достижение высокой стойкости рабочей футеровки, что соответствует минимальным удельным затратам на огнеупоры и исключает простои, связанные с ремонтом.

Последнее десятилетие характеризуется значительным повышением стойкости футеровки конвертера за счёт применения комбинированных сбалансированных схем, в которых учитываются особенности износа отдельных зон, в том числе подверженных повышенной эрозии. В различных зонах футеровки конвертера используются различные по качеству и толщине изделия, что, в конечном счёте, приводит к сбалансированному износу футеровки в целом.

Существенную роль в повышении стойкости футеровки конвертеров играют современные методы контроля за её состоянием, позволяющие измерять профиль футеровки и степень её износа в ходе эксплуатации. Примером такого оборудования может служить лазерная система измерения профиля футеровки.

В целом уже сегодня нормальной средней стойкостью футеровки конвертера принято считать 6000...10000 плавов [3].

Важной технологической операцией в конвертерном процессе считается перемешивание жидкого металла. Более интенсивному перемешиванию расплава металла и эффективному растворению в нём вводимых рафинирующих реагентов способствуют методы гидродинамического воздействия на расплавленный металл (механическое и электромагнитное перемешивание, обработка расплава ультразвуковыми колебаниями, вибрационное воздействие, пульсационное перемешивание). Каждый из методов наиболее эф-

фективен в определённых условиях из-за характеристик механизма воздействия на расплав. Значительным преимуществом обладает метод электромагнитного перемешивания, при котором движение металлического расплава осуществляется в результате воздействия на него электромагнитного поля [4].

Наиболее эффективным и целесообразным является последовательное применение нескольких методов воздействия в технологической цепочке производства.

Одним из направлений совершенствования процессов получения стали в кислородных конвертерах является реализация технологий получения стандартного по химическому составу металла с дальнейшим проведением ряда операций внепечной обработки стали в ковше.

При ковшевой обработке стали используют совмещённые процессы продувки металла инертными газами и вакуумирование с целью удаления растворённых в металле газов – кислорода и водорода. Удаление растворённого кислорода осуществляется за счёт протекания реакции обезуглероживания, а водорода – за счёт выделения его в виде молекул, образующих пузырьки газа.

Процесс окисления углерода в жидкой стали протекает в двухфазной системе «металл – газ». Образующиеся при окислении углерода пузырьки СО в момент зарождения и до отрыва от центров зарождения практически не содержат водорода.

В условиях вакуумной обработки стали в ковшах с продувкой инертными газами удаление водорода и кислорода в газовую фазу может осуществляться по трём статьям: в пузырьки СО, в пузырьки инертного газа и через поверхность металла, чистую от шлака. Во всех этих трёх случаях к границе металл – газовая фаза из металла направлены три потока: водорода, углерода и кислорода. При этом поток углерода эквивалентен потоку кислорода для образования СО [5].

Литература:

1. Зборщик А.М. Сравнение эффективности современных технологий внедоменной десульфурации чугуна / А.М. Зборщик, С.В. Куберский, К.Е. Писмарев [и др.] // Сталь. – 2010. – № 1. – С. 21...23.

2. Смирнов Л.А. Об экономической целесообразности производства и передела чугунов с пониженным содержанием марганца / Л.А. Смирнов, Н.М. Снятиновская, А.Н. Глазов [и др.] // Комплексная переработка железных руд: труды УралНИИЧМ. – Свердловск : 1980. – Т. 38. – С. 8...14.

3. Смирнов А.Н. Тенденции развития производства стали в конвертерных цехах / А.Н. Смирнов // Чёрная металлургия: бюл. ОАО «Черметинформация». – 2010. – № 9. – С. 37...42.

4. Зюненберг К. Вопросы электромагнитного перемешивания стали / К. Зюненберг, Х. Якоби // Чёрные металлы. – 1987. – № 9. – С. 3...9.

5. Камкина Л.В. Образование и рост пузырей при реализации совмещённой схемы вакуумирование – продувка / Л.В. Камкина, А.П. Мешалкин, Я.В. Стовба [и др.] // Теория и практика металлургии. – 2011. – № 3-4. – С. 135...139.

Бубликов В.Б.¹, Сиропоршнєв Л.М.², Берчук Д.Н.¹, Болдирева Є.С.²,
Ткачук І.С.²

(¹ФТІМС НАН України, ²НТУУ «КПІ», м.Київ)

ВПЛИВ МОДИФІКАТОРІВ ПРИ ВНУТРІШНЬОФОРМОВОМУ МОДИФІКУВАННІ

Високоміцний чавун відкриває великі в порівнянні зі сталлю можливості для отримання оптимальних конструкцій, зменшення їх маси, зниження витрат матеріалу та енергії, зменшення собівартості. Тому підвищення якості і властивостей виливків із високоміцного чавуну та розробка ресурсозберігаючих технологій є однією із основних задач ливарного виробництва України. Отримання оптимальних технологічних і механічних властивостей високоміцного чавуну досягається за рахунок зближення у часі процесів модифікування і кристалізації, що в свою чергу призводить до збільшення включень кулястого графіту і ефективно попереджує утворення цементиту.

До важливих факторів, що визначають хід кристалізації і структуроутворення виливків, також відносяться хімічний склад чавуну та швидкість охолодження.

Тому є актуальним дослідження впливу основних технологічних факторів (хімічний склад, умови модифікування, товщина стінки виливка) на формування фазово-структурного складу високоміцного чавуну з кулястим графітом, щоб на основі результатів дослідження встановити оптимальні параметри отримання тонкостінних виливків без відбілу з заданими механічними властивостями в литому стані.

Плавки проводили в індукційній печі ємністю 12 кг. В якості шихти використовували переплав чушкового переробного чавуну марки ПЛ2 (50%) і зворот високоміцного чавуну (50%). Хімічний склад чавуну в дослідних плавках варіювався в наступних межах (у % за масою): 3,2...3,8 С; 2,3...3,0 Si; 0,19...0,38 Mn; 0,05...1,30 Ni; 0,10...0,14 Cr; 0,011...0,031 S; 0,07...0,09 P. Необхідну кількість кремнію в високоміцному чавуні отримували додаванням в піч в кінці плавки розрахункової кількості феросиліцію.

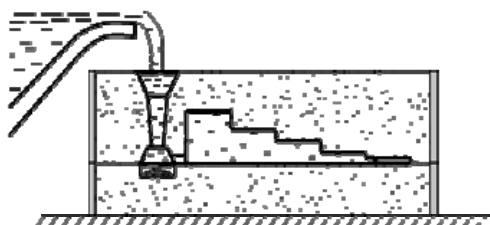


Рис.1. Схема ливарної форми для внутрішньоформового графітувального модифікування

Модифікування проводили в спеціальній формі з ливниково-модифікувальною системою, яка складається із стояка, проточного реактора

та шлаковловлювача, з'єднаних ливниковими каналами (рис. 1). Заливка проводилась при температурі 1380 °С. Контроль температури здійснювали термопарою в печі і ковші.

Вивчали ефективність графітувального модифікування в ливарній формі наступними сплавами: FeSi, FeSiCa, FeSiBa, FeSiSr, FeSiZr, FeSiP3M і композитним комплексним магній-кальцієвим модифікатором ККМ (FeSiMg7Ca7). Графітувальне модифікування в ливарній формі проводилося після сфероїдизувального модифікування в ковші лігатурою ЖКМК-4Р.

Вплив ефективності графітувального модифікатора на структуру високоміцного чавуну вивчали на шліфах, вирізаних із ступінчастої технологічної проби розміром 50×50 мм і товщиною 2,5; 5; 10; 15 і 30 мм. Ступінчаста поверхня проби при заливанні знаходилась зверху, що забезпечувало послідовне заповнення сходинок розплавом, починаючи з найбільш віддаленої від стояка сходинки товщиною 2,5 мм. Металографічний аналіз проводили в поперечному перетині сходинок від центру до бічної зовнішньої поверхні.

Товщина відлитої пластин варіювалась в певних межах, обумовлених ливарними ухилами, розштовхуванням форми при витягуванні моделі, деформацією форми під дією тиску, що обумовлений ростом кулястих включень графіту при кристалізації. Тому перед проведенням металографічного аналізу виміряли фактичну товщину шліфа в місці, підготовленому до дослідження.

Порівняльне дослідження графітувальних модифікаторів на основі кремнію дало такі результати:

при використанні FeSiP3M та FeSiZr спостерігали наявність цементиту в структурі всіх перерізів ступінчастої проби при використанні, що свідчить про незадовільну їх графітувальну здатність;

в результаті модифікування феросиліцієм (FeSi) утворення цементиту повністю запобігається, в тому числі і в структурі поверхневої зони сходинки, що охолоджується зі швидкістю 10,5 °С/с;

у варіанті модифікування феросилікобарієм (FeSiBa), цементит в кількості до 2...3% виявлений тільки в деяких зонах ступінчастої проби, що охолоджується зі швидкістю 10,5 °С/с на відстані від 1,5 до 6 мм від бічної поверхні;

при модифікуванні FeSiCa, також як і при модифікуванні FeSiBa, цементит в кількості до 2...3% спостерігається тільки в деяких ділянках мікроструктури ступінчастої проби, що охолоджується зі швидкістю 10 °С/с, на відстані від 1,5 до 6 мм від бічної поверхні;

у варіанті модифікування FeSiSr, цементит в кількості 3...5% виявлений тільки в ступені, що охолоджується зі швидкістю 10,5 °С/с. У перетинах ступінчастої проби, що охолоджується зі швидкістю 4,3...0,87 °С/с присутні окремі включення цементиту по периметру перетину шліфа (в поверхневому шарі);

при модифікуванні композитним комплексним модифікатором ККМ (FeSiMg7Ca7), в структурі ступінчастої проби цементит відсутній, і

спостерігається найбільший ступінь сфероїдизації графіту, який складає 95...97%, а розмір включень графіту в перетині, що охолоджується зі швидкістю 10,5 та 4,3...0,87 °C/с, складає відповідно до 9 та 9...20 мкм.

Серед досліджуваних модифікаторів найбільший рівень інокуляції, що визначається щільністю включень кулястого графіту на 1 мм² площі шліфа, забезпечує модифікування ККМ.

Високий ступінь графітизації структури пояснюється з однієї сторони ефектом пізнього, наближеного до кристалізації модифікування, а з іншої сторони наявністю в складі досліджуваних модифікаторів хімічно активних лужноземельних елементів другої групи періодичної системи Менделєєва – Ca, Ba, Mg, які малорозчинні в залізі. Вказані елементи утворюють стійкі хімічні сполуки з такими шкідливими домішками високоміцного чавуну, як сірка, кисень, азот, водень та ін., звільнюючи від них міжфазні межі. Деякі з них утворюють хімічні сполуки, включаючи оксиди і силікати Ca, Ba, Mg, сприяють утворенню додаткових ефективних центрів кристалізації кулястого графіту.

Використання внутрішньоформового модифікування збільшує кількість включень кулястого графіту в 2 рази при модифікуванні FeSi і більш ніж в 2,5 рази при модифікуванні FeSiBa, FeSiCa, FeSiMgCa. Зі збільшенням швидкості охолодження з 4,3 до 8,5...10,5 оC/с ефективність ковшового графітизувального модифікування недостатня для попередження цементитної фази при кристалізації, тоді як графітизувальне внутрішньоформове модифікування ефективно попереджує утворення відбілу у виливках з мінімальною товщиною стінки 2,5 мм. При цьому інокулююча дія FeSiBa та його аналогів (FeSiCa, FeSiMgCa) в 1,5...1,7 рази більше, ніж FeSi.

Волошко С.М., Котенко І.Е., Бурмак А.П.

(НТУУ «КПІ», г. Київ)

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ УДАРНОЙ ОБРАБОТКИ НА ВОЗДУХЕ ДЛЯ УПРОЧНЕНИЯ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16

abyrmak@gmail.com

В последние годы исследование особенностей механизма формирования деформационной структуры представляет огромный интерес в связи с развитием способов упрочнения металлов и сплавов путем интенсивной пластической деформации (ИПД). Однако при обработке некоторых сплавов возникают трудности в достижении оптимальных соотношений прочности и пластичности наноструктурированных материалов. Например, в гетерогенных сплавах типа пересыщенных твердых растворов на механические характеристики влияет не только измельчение зерен при ИПД, но и выделение вторичных дисперсных фаз. В зависимости от структурного состояния таких фаз в широком интервале степеней деформации, наблюдается как эффект дополнительного упрочнения, так и разупрочнения. Структурный механизм

изменения механических свойств поверхностных слоев, связанный с выделением вторичных дисперсионных фаз, еще не изучен.

В настоящей работе этот вопрос рассматривается применительно к алюминиевому сплаву Д16, подвергаемому ИПД методом ультразвуковой ударной обработки (УЗУО), так как использование энергии мощных ультразвуковых колебаний в процессе поверхностной обработки материалов является достаточно перспективным направлением исследований.

Цель данной работы – анализ влияния различных режимов УЗУО на структуру, фазовый состав и микротвердость поверхностных слоев сплава Д16 (Al – 93,6%, Cu – 3,97%, Mg – 1,43%, Mn – 0,625% (вес. %)).

УЗУО проводилась при комнатной температуре на приборе УЗГ–300. Амплитуда торца концентратора составляла $A = 9,7 \dots 20,1$ мкм, длительность воздействия $\tau = 1 \dots 210$ с. Обработка проводилась по двум схемам – при наличии сдвиговой составляющей и без нее.

Наибольший рост микротвердости при УЗУО со сдвиговой составляющей ($H_v = 1,95$ ГПа) наблюдается при $A = 13,9$ мкм и $\tau = 60$ с. Эффект упрочнения $\sim 91\%$. Для схемы обработки без сдвиговой компоненты эффект упрочнения более существенен $\sim 180\%$ и достигается за значительно меньшее время ~ 30 с. Дальнейшее увеличение длительности обработки при двух схемах УЗУО приводит к снижению микротвердости (эффект разупрочнения).

Толщина деформированного слоя (так называемый „белый слой”) по данным растровой электронной микроскопии составляет от ~ 2 мкм до 20 мкм, при этом изменение химического состава происходит на глубину до 225 мкм.

Основными факторами структурно-фазового механизма значительного повышения микротвердости поверхностных слоев сплава Д16 после УЗУО являются комбинированные эффекты деформационного упрочнения за счет высокой плотности дислокаций и дисперсионного упрочнения при формировании выделений S' -фазы (Al_2CuMg).

С увеличением времени обработки УЗУО сплава при превышении некоторых критических значений внутренних напряжений начинаются процессы релаксации напряжений, что сопровождается уменьшением твердости.

Гаврилюк К.В., Гаврилюк В.П., Бондаревский В.Н.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев)

**СОВРЕМЕННЫЕ МЕТОДЫ ВЛИЯНИЯ НА
СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ ЗАЭВТЕКТИЧЕСКИХ СИЛУМИНОВ**
k-briz@ptima.kiev.ua

Заэвтектические силумины нашли широкое применение в двигателестроении (монолитные блоки цилиндров ДВС, цилиндро-поршневая группа, насосы системы охлаждения). Помимо этого, заэвтектические силумины являются основой создания композитных литых материалов, применяющихся в той же области. При определённых параметрах этот материал может использоваться в деформационных технологических процессах.

В значительной степени ресурс повышения свойств этой группы сплавов в рамках традиционных технологий исчерпан. Основные проблемы, требующие решений – это минимизация размеров кремниевых фаз и устойчивое регламентированное формирование неравновесной α -Al фазы. Это возможно при использовании перспективной технологии обработки расплава модифицирующими микрокристаллическими фосфорсодержащими лигатурами на основе медь-фосфористого сплава, лигатурами Al-P, Al-Cu-P, мастер-сплавами Al-Si, полученными по специальной технологии.

В настоящей работе рассмотрено влияние перечисленных модифицирующих лигатур на формирование структуры заэвтектического силумина AlSi19Cu3 в сравнении с обработкой стандартной медь-фосфористой лигатурой.

В качестве оценочных параметров микроструктуры заэвтектического силумина были приняты доля включений кристаллов первичного кремния длиной до 30 мкм (табл. 1) и линейные размеры, площадь, периметр и количество включений на единицу площади (всего 9 параметров, программная оценка), данные приведены в табл. 2.

По характеру воздействия на структуру предполагается задействование механизма зародышеобразования на основе соединения Al-P с параметрами кристаллической решётки, близкими к параметрам решётки первичного кремния. Как видно из приведенных данных, все использованные для обработки расплава заэвтектического силумина модифицирующие лигатуры обладают высокой эффективностью, однако степень диспергирования структуры значительно выше в случаях использования микрокристаллической Al-Cu-P лигатуры и мастер-сплава.

Таблица 1 – Общая и кумулятивная доля кристаллов первичного кремния в заэвтектическом силумине AlSi19Cu3 при разных способах обработки (условная граница дисперсности кристаллов первичного кремния не выше 30 мкм)

Способ обработки сплава	Доля включений в образце толщиной 20 мм	Доля включений в образце толщиной 12 мм	Доля включений в образце толщиной 6 мм
	кумулятивный %	кумулятивный %	кумулятивный %
Стандартная лигатура	38	54	97
Микрокристаллическая лигатура	85	92	100
Мастер-сплав	98	100	100
Лигатура Al-Cu-P	97	100	100

Следует отметить необходимость применения технологического временного диапазона для усвоения как стандартной, так и микрокристаллической лигатур Cu-P (до 30 минут). Однако равномерность распределения включений первичного кремния при использовании микрокристаллической лигатуры выше.

Таблица 2 – Количественная характеристика параметров кристаллов первичного кремния и α -фазы при разных технологических воздействиях на расплав и скоростях кристаллизации (толщине образцов)

№ п/п	Толщина образца, мм	Среднее количество включений КПК, шт/см ²	Средняя относит. площадь КПК в структуре, %	Средний периметр КПК, мкм	Средняя длина КПК, мкм	Средняя ширина КПК, мкм	Средняя площадь КПК, мкм ²	Среднее отношение осей КПК	Средняя округленность (roundness) КПК	Средняя относит. площадь α -фазы в структуре, %	Технологическое воздействие на расплав
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
1	20	175	8,31	91,81	29,99	19,86	475,1	1,78	1,81	23,56	Стандартная Cu-P лигатура
2	12	224	7,58	73,95	25,14	16,23	339	1,88	1,65	22,51	Стандартная Cu-P лигатура
3	6	365	7,93	58,72	20,13	13,33	217,1	1,78	1,55	23,85	Стандартная Cu-P лигатура
4	20	342	11,75	72,08	25,32	16,05	343,8	1,87	1,58	30,63	Микрокристаллическая Cu-P лигатура
5	12	435	8,86	55,3	19,21	12,45	203,8	1,87	1,56	33,21	Микрокристаллическая Cu-P лигатура
6	6	755	8,78	41,79	14,76	9,8	116,3	1,72	1,42	33,73	Микрокристаллическая Cu-P лигатура
7	20	325	8,45	64,68	22,06	14,84	274,07	1,7	1,53	27,26	Лигатура Al-Cu-P
8	12	447	8,15	50,91	17,77	11,46	183,85	1,83	1,51	29,94	Лигатура Al-Cu-P
9	6	450	8,43	52,39	18,05	12,69	187,41	1,59	1,41	31,01	Лигатура Al-Cu-P
10	20	596	8,4	46,08	16,37	10,63	140,74	1,8	1,44	35,35	Мастер-сплав
11	12	739	7,67	42,55	14,37	9,4	103,82	1,76	1,67	34,82	Мастер-сплав
12	6	1030	6,99	36,43	12,03	7,85	67,85	1,74	1,84	36,61	Мастер-сплав

Использование приведенных лигатур может быть рекомендовано для применения в технологических процессах изготовления из заэвтектических силуминов деталей ответственного назначения, таких как монолитные блоки цилиндров двигателей внутреннего сгорания, поршни, гильзы цилиндров и пр.

Голтвяница В.С., Цивирко Э.И., Голтвяница С.К.
(ЗНТУ, ООО "Руал", г.Запорожье)
РОЛЬ ИТТРИЯ В PVD ПОКРЫТИЯХ Ti-Al-N
vladtnt@gmail.com

На протяжении многих лет покрытия системы Ti-Al-N широко применяются для защиты инструмента и деталей машин, работающих в экстремальных условиях, благодаря уникальному соединению свойств: высокой твердости, износостойкости, термической стабильности и стойкости к окис-

лению. Также покрытия нитридов TiZr, Ti, TiCN и TiAl, которые характеризуются высокой газо-абразивной износостойкостью, коррозионной и окислительной стойкостью, наносят на рабочие лопатки компрессора вертолетных ГТД с целью повышения их эрозионной стойкости.

В работе исследовано влияние добавок иттрия на структуру и свойства покрытий системы Ti-Al-Y-N, полученных в фильтрованном вакуумно-дуговом плазменном потоке методом PVD.

Электронная микроскопия поверхности образцов с покрытиями Ti, (Ti-36Al)N и (Ti-36Al-Y)N свидетельствует о высоком качестве фильтрации плазменного потока, поскольку на поверхности пленок наблюдаются лишь единичные дефекты. При содержании иттрия в катоде (2,5 масс. %) на поверхности покрытия (Ti-36Al-2,5Y)N микрокапли отсутствовали.

Электронная микроскопия поперечного сечения образцов показала, что покрытия Ti и (Ti-36Al)N имели элементы столбчатой структуры, характерные для традиционных вакуумно-дуговых нитридных покрытий, осажденных при постоянном потенциале смещения на подложке.

Использование иттрия приводит к изменениям структуры покрытий: с увеличением концентрации иттрия в катоде, хотя структура остается столбчатой, происходит более равновесное формирование покрытия, которое приводит к его уплотнению и укреплению межзеренных границ. При максимальном содержании иттрия (2,5 масс. %) в катоде структура пленок имеет морфологию равновесных зерен.

Результаты рентгеноструктурного анализа покрытий системы Ti-Al-N свидетельствуют о наличии в них смеси фаз AlN и TiN. В покрытиях типа Ti-Al-Y-N кроме нитрида алюминия и нитрида титана, отдельной фазы с иттрием не обнаружено. Это может быть связано с тем, что иттрий находится в подрешетке Ti, изменяя его параметры решетки.

Значение Н/Е (твердость, нормированная на модуль Юнга) и H^3/E^2 (условный модуль упругости) в покрытии (Ti-36Al-2,5Y)N увеличились в 1,2 и 1,8 раз соответственно по сравнению с покрытием TiN, что свидетельствует о высоких теоретических трибологических свойствах этого материала (табл. 1).

Таблица 1 – Механические свойства покрытий

Состав покрытия	Твердость H, ГПа	Модуль упругости E, ГПа	H/E	H^3/E^2 , МПа
TiN	29,5	404	0,073	157
(Ti-36Al)N	31,4	436	0,072	163
(Ti-36Al-0,4Y)N	32,8	453	0,072	172
(Ti-36Al-1,0Y)N	36,5	481	0,076	210
(Ti-36Al-2,5Y)N	36,2	412	0,088	280

Также нужно отметить, что с увеличением содержания иттрия в катоде от 0 до 2,5 масс. % величины H/E и H^3/E^2 возрастали с 0,072 до 0,088 и с 163 до 280 МПа соответственно.

Покрытие [Ti-36Al-(1,0-2,5)Y]N с высоким значением параметра $H^3/E^2 = 210...280$ МПа может обеспечить повышенную трещиностойкость, и таким образом, увеличить срок эксплуатации деталей, на которое оно нанесено.

Гресс А.В., Чеботарева О.А.

(ДГТУ, г. Днепродзержинск)

РАЗРАБОТКА ОПТИМАЛЬНЫХ ТЕМПЕРАТУРНО-СКОРОСТНЫХ РЕЖИМОВ ОХЛАЖДЕНИЯ СОРТОВЫХ ЗАГОТОВОК В УСЛОВИЯХ МНЛЗ ДМКД
agress@ua.fm

На сегодняшний день более трети всей непрерывнолитой стали разливается на сортовых машинах непрерывного литья заготовок. Столь широкое распространение такого способа разливки предопределило повышенное внимание ученых-металлургов к глубокому изучению технологических особенностей, связанных с параметрами охлаждения заготовки. Сейчас общепризнано, что при высоком качестве подготовленного к разливке металла существенное влияние на частоту появления дефектов оказывает вторичное охлаждение металлопродукции.

Основным требованием при разработке режимов вторичного охлаждения стальной заготовки в бункере зоны вторичного охлаждения (ЗВО) является неизменность или плавное снижение температуры ее поверхности при условии отсутствия критических напряжений.

Характер изменения температуры поверхности заготовки, расстановка направляющих роликов, радиус МНЛЗ определяет во многом качественные показатели заготовки. В настоящее время не существует полностью решенной задачи по нахождению оптимальных температурно-скоростных режимов литья непрерывнолитых заготовок, учитывающих влияние всех параметров литья.

Нами в качестве функционалов, влияющих на качество заготовки, приняты растягивающие (E^+) и сжимающие (E^-) термомеханические напряжения, степень ликвации серы (L_S). В качестве параметров, определяющих заданные функционалы, использовали температуру перегрева ($\Delta T_{пер}$), скорость разливки (V_p , м/мин), температуру поверхности заготовки на выходе из бункера ЗВО ($t_{пов}^{6K}$) и концентрацию углерода в ковшовой пробе [C].

Численные эксперименты проводили по плану ортогонального центрального композиционного планирования, что позволило определить искомые регрессионные зависимости второго порядка искомых функционалов от параметров литья.

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

Таблиця 1 – Оптимальные условия разливки стальной сортовой заготовки в условиях ДМКД

Сечение, мм x мм	Функционал	Значение	$\Delta T_{пер},$ °C	$V_{п},$ м/мин	$t_{пов}^{6K},$ °C	[C], %
130x130	$0,28E^+ + 0,45 E^- +$ $+0,27L_s$	max	10,0	3,48	921	0,24
		min	33,8	4,20	1101	
		max	10,0	3,48	921	0,19
		min	33,8	4,20	1101	
		max	10,0	3,48	921	0,33
		min	33,8	4,20	1101	
150x150	$0,17E^+ + 0,6 E^- +$ $+0,23L_s$	max	10,0	2,50	921	0,24
		min	38,6	2,95	1043	
		max	10,0	2,50	921	0,19
		min	10,0	2,91	1007	
		max	10,0	2,50	921	0,33
		min	10,0	2,91	1007	
160x160	$0,19E^+ + 0,53 E^- +$ $+0,28L_s$	max	33,3	2,40	1059	0,24
		min	10,0	3,00	921	
		max	34,0	2,40	1131	0,19
		min	10,0	3,00	921	
		max	33,3	2,40	1059	0,33
		min	10,0	3,00	921	

Описанную методику применили к случаю разливки сортовой стали в условиях Днепровского металлургического комбината (ДМКД). В табл. 1 представлены результаты расчетов.

Гурія І.М, Богомол Ю.І.
(НТУУ «КПІ», м. Київ)

ЄВРОПЕЙСЬКА ОСВІТНЯ ПРОГРАМА ТЕМПУС НА ІФФ

Темпус – це програма зовнішньої допомоги Європейського Союзу, метою якої є сприяння модернізації системи вищої освіти через активізацію співпраці між вищими навчальними закладами держав-членів ЄС та країн-партнерів. Програма надає фінансування для заохочення взаємодії та збалансованого співробітництва між вищими навчальними закладами. Надання грантів здійснюється на основі участі в конкурсах і багаторівневої оцінки поданих у встановленому форматі заявок.

Україна приєдналася до програми Темпус у квітні 1993 року. Програма мала спрямованість на удосконалення управління закладами освіти, оновлення або розробку нових навчальних програм та підвищення кваліфікації викладачів. Українські вищі навчальні заклади брали саму активну участь у проектах Темпус, які здійснюються майже в усіх регіонах України. За цей час українські університети продемонстрували відданість реформам та

стійкий інтерес до розвитку освітньої галузі, до запровадження новітніх підходів в освіті.

Навесні 2013 року в рамках 6 конкурсу програми Темпус IV до Єврокомісії було подано спільну проектну заявку від консорціуму з 19 організацій, 6 з яких представляють Україну, в тому числі НТУУ «КПІ». В листопаді Виконавче агентство з питань освіти, аудіовізуальних засобів і культури (ЕАСЕА) оголосило результати конкурсу: серед відібраних 171 проекту, рекомендованих для фінансування, 33 проекти реалізуватимуться за участі українських університетів, асоціацій та неурядових організацій, підприємств та дослідних інститутів – усього близько двохсот партнерів від України візьмуть участь у впровадженні вищезазначених проектів.

Проект Інженерно-фізичного факультету НТУУ «КПІ» 543994-TEMPUS-1-2013-1-BE-TEMPUS-JPCR "Modernization of two cycles (MA, BA) of competence-based curricula in Material Engineering according to the best experience of Bologna Process" (MMATENG) («Модернізація навчальних планів дворівневої програми підготовки (бакалаври/магістри) з інженерного матеріалознавства на основі компетентного підходу до найкращого досвіду впровадження положень Болонського процесу») успішно пройшов відбір. Робота над проектом розпочалася з грудня 2013 року під керівництвом декана ІФФ проф. Лободи П.І. В рамках виконання проекту співробітники факультету проф. Чернега С.М. та доц. Богомол Ю.І. взяли участь у стартовій конференції, яка відбувалась 10-11 березня 2014 року у містах Леувен та Антверпен (Бельгія). Кожен учасник програми презентував свій університет. На окремому семінарі були представлені бюджет та перелік дисциплін, які передбачено впровадити у навчальний процес. Учасники та координатор проекту ухвалили стартову резолюцію, план організаційних дій в університетах/організаціях консорціуму і бюджет.

На вступній нараді по виконанню проекту була затверджена робоча група ІФФ та розглянуто питання узгодження переліку дисциплін для проведення їх аналізу та наступного оновлення. Прийнято рішення про представлення проекту на Вченій Раді ІФФ та створення web-сторінки проекту: tempus.iff.kpi.ua.

Гулько И.И., Порожня С.В., Гриненко А.А.
(ДГМА, г. Краматорск)

УСОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ УНИВЕРСАЛЬНОГО ЭЛЕКТРОКОРОННОГО СЕПАРАТОРА

В настоящее время на литейных предприятиях Украины используют фурановую холоднотвердеющую смесь: ХТС. Регенерация смесей такого типа осуществляется двумя способами: комбинированным и механическим. Главной проблемой при регенерации смесей из ХТС является большое выделение пыли, особенно имеющей диаметр менее 0,063 мм. Пылевидная фракция влияет на прочность и газопроницаемость фурановой смеси. Из выше

сказанного следует, что задача регенерации фурановой смеси, включающая в себя тонкую пылеочистку песка, сегодня актуальна.

Целью работы является создание оборудования для тонкой пылеочистки фурановой смеси.

Для фурановых смесей предлагается применить электро-коронный фильтр, с целью полного удаления пылевидной фракции диаметром менее 0,063 мм. Используют универсальный электрокоронный сепаратор.

Он представляет собой двухъярусную камеру с коронным разрядом и может служить для обеспыливания и классификации отработанных формовочных и стержневых смесей.

Конструкция универсального электрокоронного сепаратора имеет ряд недостатков:

1. При работе электровстряхивателя пыль попадает в чистый песок.
2. Осадительные электроды выполнены в виде проволочной сетки, поэтому при осаждении электрод забивается пылью и теряет работоспособность.

Для устранения недостатков универсального электрокоронного сепаратора предлагается изменить конструкцию осадительного электрода. Усовершенствованный узел изображен на рис. 1.

Разработанное устройство работает следующим образом: поток смеси распределяется по окружности с помощью конуса-рассекателя 1.

Коронирующий электрод 2 создает в зоне А коронный разряд. Пыль, попадая в эту зону, заряжается и направляется к осадительному электроду 3, который выполнен из тонколистового металла (фольги), и осаждается. Вращающийся барабан 4 непрерывно передвигает полотно осадительного электрода 3 по направляющим 5. Очистка осадительного полотна от осевшей пыли происходит в зоне Б под действием потока воды, который подается рассеивателем 6. Смытая пыль уносится вместе с потоком грязной воды на очистные фильтры. Обеспыленный песок из зоны А попадает в бункера для хранения регенерата при помощи пневмокамерного насоса.

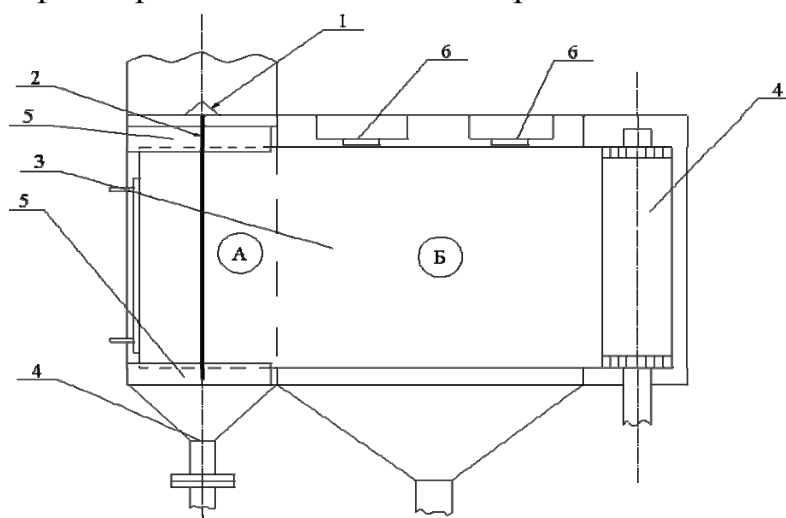


Рис. 1. Усовершенствованная конструкция осадительного электрода

Таким образом, разработанная конструкция осадительного электрода позволяет: осадить большее количество пыли за счет большей площади поверхности электрода; удалить пыль с поверхности осадительного электрода, при этом не загрязняя чистый песок.

Гулько И.И., Порожня С.В., Гриненко А.А.
(ДГМА, г. Краматорск)

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ ФУРАНОВЫХ СМЕСЕЙ НА ТЕХНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ АГРЕГАТА ДЛЯ ИХ РЕГЕНЕРАЦИИ

В последнее время в литейном производстве широкое распространение получил способ производства отливок в формах из песчано-смоляных холднотвердеющих смесей (ХТС). Регенерация смесей такого типа осуществляется двумя способами: комбинированным и механическим. Проблемой является большое выделение пыли как при комбинированном, так и при механическом способах регенерации. Пылью считается фракция песка диаметром менее 0,1 мм, а также остатки связующего после регенерации. Современное оборудование для регенерации фурановых смесей позволяет уловить пылевидную фракцию размером от 0,085 мм до 0,063 мм, но даже после такой очистки в регенерате остается пыль, имеющая диаметр менее 0,063 мм, которая влияет на прочность и газопроницаемость фурановой смеси.

В настоящее время более широко начинают использовать электрокоронные фильтры и сепараторы для очистки газов и сыпучих материалов от мелкодисперсной пыли и некоторых вредных веществ (оксиды серы, фосфора и т.д.).

Целью работы является исследование влияния скорости осаждения частиц пыли от их диаметра и напряженности электрического поля

Для достижения цели решали следующие задачи: исследование влияния диаметра частиц пыли на скорость их осаждения, а также влияние напряженности электрического поля на скорость осаждения частиц пыли. Известен универсальный электрокоронный сепаратор, который удаляет пыль диаметром менее 0,063 мм.

Исследовали зависимость скорости осаждения частиц от их диаметра и напряженности электрического поля. Расчет скорости этого движения ω_d показывает, что ее значение зависит главным образом от размеров частиц и напряженности электрического поля E . Расчет скорости осаждения частиц проводили по формуле Стокса.

По результатам расчетов построили зависимость величины скорости осаждения частиц пыли от их диаметра и напряженности электрического поля (рис. 1).

Из рис. 1 видим, что при размере частиц менее 50 мкм скорость их осаждения на электрод резко увеличивается. Это объясняется тем, что чем меньше частица, тем сложнее ей отдать свой электрический заряд, который

она получила при прохождении коронного разряда. Поэтому использование универсального электрокоронного сепаратора позволяет провести очень тонкую очистку фурановых смесей от пыли.

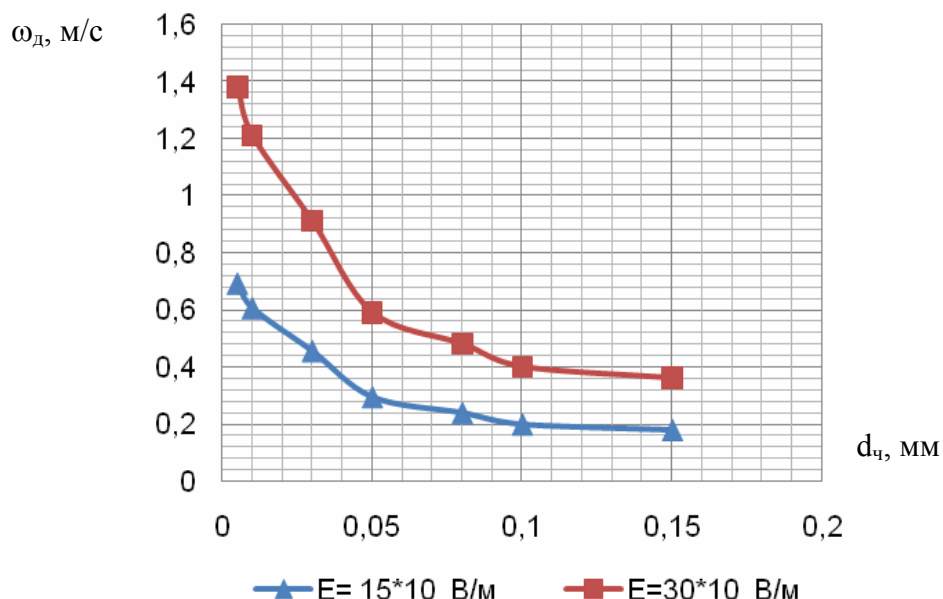


Рис. 1. Зависимость скорости осаждения частиц пыли от их диаметра и напряженности электрического поля

Таким образом, увеличение площади осадительного электрода электрокоронного сепаратора позволит осадить большее количество пыли и повысить эффективность очистки.

Дан Л.А., Трофимова Л.А., Дан Е.Л.
(ГВУЗ «ЛГТУ», г. Мариуполь)

ВЛИЯНИЕ МАЛЫХ ДОБАВОК РАСТВОРА ПЕНОПОЛИСТИРОЛА В СКИПИДАРЕ НА ОСЫПАЕМОСТЬ И ВЫБИВАЕМОСТЬ ПЕСЧАНО-ГЛИНИСТЫХ СМЕСЕЙ

leonid-dan@mail.ru

Известно, что осыпаемость (поверхностная прочность) характеризует способность формы или стержня сохранять свою конфигурацию под воздействием струи металла, других усилий, возникающих, например, при транспортировании или сборке формы. Один из способов уменьшения осыпаемости песчано-глинистых смесей – увеличение содержания глинистого связующего в них.

Неизбежным следствием повышения содержания глины в смесях является ухудшение их выбиваемости и податливости, что крайне нежелательно.

Проведенными ранее исследованиями, в том числе и авторами настоящей работы, было установлено, что раствор пенополистирола в скипидаре обладает связующими свойствами и может использоваться в формовочных и стержневых смесях совместно с глиной или вместо глины в качестве свя-

зуючого. При этом смеси с полистирольным связующим интенсивно теряют прочность после контакта с жидким металлом.

В настоящей работе исследовали влияние малых добавок раствора пенополистирола на осыпаемость в сыром состоянии и остаточную прочность песчано-глинистых формовочных смесей.

Работу проводили в лаборатории литейного производства ГВУЗ «ПГТУ» на песчано-глинистой смеси, содержащей в качестве связующего 10% глины; дополнительно в смесь вводили 1,0% сорокапроцентного раствора пенополистирола в скипидаре (что соответствовало в пересчете на полистирол 0,4%). Параллельно испытывали образцы контрольной смеси, не содержащей раствора пенополистирола. Осыпаемость определяли на стандартных образцах в соответствии с ГОСТ 23409.9-78: через 10 минут после приготовления смесей и изготовления образцов, спустя 1 час, спустя 3 часа и спустя сутки. Остаточную прочность определяли методом термоудара в диапазоне температур 400...800 °С.

На рис. 1 в полулогарифмических координатах построен график изменения осыпаемости контрольной и опытной смесей в течение исследованного периода времени. В результате экспериментов было установлено, во всех случаях образцы из опытной смеси имели осыпаемость меньшую, чем у контрольных.

Также было обнаружено, что при температурах менее 600 °С опытные образцы обладали прочностью на сжатие большей на 15...20 % по сравнению с контрольными. При более высоких температурах (600...800 °С) деструкция молекул полистирола приводила к уменьшению прочности на сжатие опытных образцов в сравнении с контрольными на 10...12%, т.е. опытные образцы имели лучшую выбиваемость.

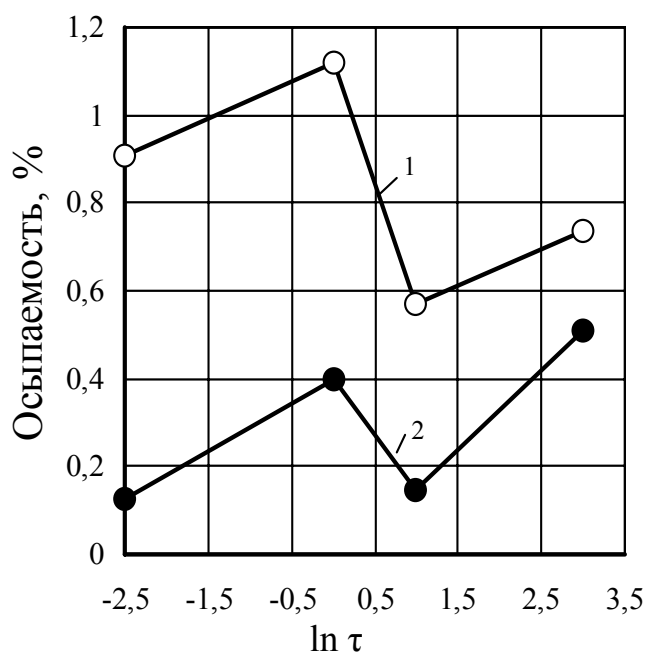


Рис 1. Изменение осыпаемости контрольной (1) и опытной (2) смеси с течением времени

Проведенные исследования показали, что путем введения в песчано-глинистую смесь небольшого количества полистирола в виде раствора в скипидаре позволяет уменьшить ее осыпаемость и улучшить выбиваемость.

Дегула А.І., Россохатська Ю.С.

(Сумський державний університет, м. Суми)

**СУЧАСНІ ТЕНДЕНЦІЇ РОЗВИТКУ КОМП'ЮТЕРНОГО
МОДЕЛЮВАННЯ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПРОЦЕСІВ**

Degula_AI@ukr.net

Незважаючи на появу нових методів отримання заготовок у сучасній промисловості, як і раніше, значну роль відіграє ливарне виробництво. Удосконалення існуючих технологій і розвиток нових методів лиття дозволяє отримувати заготовки, які максимально наближені до готової деталі. Водночас економія ресурсів, стислі терміни виконання поставлених завдань ставлять свої вимоги до організації виробничих процесів. Значних результатів у підвищенні якості продукції та зниження матеріальних витрат дозволяє досягти використання сучасної обчислювальної техніки.

У різних областях науки і техніки широко використовується метод математичного моделювання. Цей метод включає в себе розробку фізичних і математичних моделей, проведення чисельного експерименту із залученням засобів обчислювальної техніки (його результати аналізуються і використовуються в практичних цілях).

В основі математичної моделі ливарних процесів лежать рівняння тепломасопереносу, теплопровідності, дифузії, кінетичні рівняння фазових перетворень і т.д. [1].

Практика показує, що оптимальний підхід полягає не у виборі якогось одного методу рішення, а у використанні комбінації різних методів – це дозволяє отримати вигаши у швидкості, точності та адекватності одержуваних результатів експериментальним даним.

На сьогодні в світі налічуються десятки систем автоматизованого моделювання ливарних процесів (САМ ЛП). Фахівцям добре відомі німецька програма Magma і американська Procast. В цьому ж ряду потрібно згадати американську SolidCast, фінську CastCAE і німецьку WinCast. Дві розробки "Полігон" і LVMFlow мають російське походження.

Досвід практичного застосування САМ ЛП показав, що програмні продукти закордонних виробників не отримали серйозного поширення на ринку СНД. Причиною тому висока ціна програм, відсутність у більшості випадків російського інтерфейсу і вітчизняної бази даних за матеріалами і сплавами [2].

Серед відносно недорогих та конкурентоздатних програм, які мають вітчизняну базу даних матеріалів, можна виділити розробку фахівців ЗАТ "НВО МКМ", м. Іжевськ – LVMFlow (NovaFlow Solid).

Наявність в руках технолога-ливарника системи LVMFlow дозволяє значно здешевити і прискорити дослідницьку роботу з проектування та розробки технології виробництва виливків. LVMFlow широко використовується

в навчальних закладах при підготовці кваліфікованого персоналу для ливарних виробництв. Це «ливарна» програма з підтримкою багатопроцесорних і багатоядерних платформ, яка забезпечує користувачу високу продуктивність на «звичайних» комп'ютерах [3].

Аналізуючи вище сказане, можна прийти до висновку, що сучасне підприємство неможливе без впровадження та активного використання нових розробок в області моделювання технологічних процесів. Водночас, розвиток нових виробничих методів отримання виробів ставить завдання удосконалення існуючих програмних продуктів в області моделювання.

Література:

1. Васькин В. Математическое моделирование и литейные технологии / В. Васькин, В. Кропотин, А. Обухов // CADmaster. – Csoft. – 2002. – №4. – С.35...39.
2. Турищев В. Моделирование литейных процессов: что выбрать? / В. Турищев // CADmaster. – Csoft. – 2005. – №2. – С.33...35.
3. LVMFlow CV – точный и самый быстрый инструмент технолога-литейщика // Литейщик России. – Москва. – 2010. – №5. – С.14...16.

Доценко Ю.В.¹, Селиверстов В.Ю.¹, Доценко Н.В.¹, Ольшевский В.С.²
(¹НМетАУ, г. Днепрпетровск, ²ГВУЗ «Бердичевский колледж промышленности, экономики и права», г. Бердичев)

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ УСЛОВИЙ НЕРАВНОВЕСНОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-Si НА ЕГО ПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

s-v-y@yandex.ru

Наиболее высокое качество металла, стабильные по сечению отливок свойства получают при наличии однородной и мелкозернистой структуры, а также при отсутствии макродефектов, таких как пористость и раковины. Поэтому задачей заинтересованных специалистов неизменно является совершенствование действующих и разработка новых эффективных процессов литья. При этом в настоящее время становятся доступными многие методы воздействия на кристаллизующийся металл, относящиеся как к физическим, так и к химическим или физико-химическим процессам. Для повышения эффективности литейных процессов большое значение имеет создание новых методов воздействия на жидкий и кристаллизующийся металл. Современные технологии формирования отливок чрезвычайно трудоемки, длительны, вызывают значительные потери металла на переделе и не всегда обеспечивают достаточно высокое качество отливок. Развитие новых направлений в теории литейных процессов и создание на их базе эффективных технологий формообразования тесно связаны, прежде всего, с интенсификацией процессов теплообмена и массопереноса в затвердевающих сплавах.

В литейном цехе ЗАО «Горизонт» внедрена технология газодинамического воздействия на расплав при производстве отливок деталей «Опорный наконечник стойки конвейера». Отливки данной номенклатуры изготавлива-

ют из сплава SC51A, отечественный аналог – сплав АК5М способом литья в кокиль. Отличительной особенностью технологии является включение в порядок технологических операций изготовления отливки следующих этапов: проведение рафинирования (препарат DEGASAL T 200) и ввод модификатора TiCN в расплав, введение в рабочую полость формы устройства для подачи газа оригинальной конструкции, выдержка отливки с устройством в течение заданного промежутка времени, подача газа (аргона), последующее наращивание давления и выдержка под давлением до полного затвердевания отливки.

Основой расчетов режимов газодинамического воздействия при различных вариантах осуществления технологии являлись результаты моделирования процесса затвердевания фасонной отливки из алюминиевого сплава АК5М в системе компьютерного моделирования литейных процессов (СКМ ЛП) «Полигон» (Simulation computer system of foundry processes (SCS FP “POLIGON”)).

В промышленных условиях апробированы варианты реализации технологического процесса получения отливки «Опорный наконечник стойки конвейера» массой 1,1 кг из сплава АК5М с использованием модифицирования ультрадисперсным порошком TiCN, газодинамического воздействия на расплав в литейной форме, а также комплексной технологии, включающей оба процесса.

Проведен расчет динамики нарастания газового давления в системе отливка – устройство для ввода газа для реализации технологии газодинамического воздействия. Установлено, что указанный диапазон давлений составляет 0,1...4,0 МПа.

Определены механические свойства металла отливки «Опорный наконечник стойки конвейера», полученного с применением технологии газодинамического воздействия, модифицирования TiCN, а также комбинированной технологии газодинамического воздействия и модифицирования в сравнении с соответствующими свойствами литого металла, полученного по традиционной технологии литья в кокиль. Установлено, что временное сопротивление увеличивается на 11...15%, твердость (НВ) – на 4...8%, а относительное удлинение – на 27...30%.

Дядюра К.О.

(Сумський державний університет, м. Суми)

**ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ФІЗИКО-ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ
НА ФОРМУВАННЯ ФІЗИКО-МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ
ВАКУУМНО-ПЛАЗМОВИХ ПОКРИТТІВ ІЗ ТУГОПЛАВКИХ
МЕТАЛІВ**

dyadyura.kostya@mail.ru

Сучасні науково-технічні досягнення свідчать про все більш явну необхідність вивчення сильно нерівноважних станів у твердому тілі, знаходяться у яких матеріал набуває нові властивості. До таких станів призводить

метод одержання матеріалу з плазмових потоків у вакуумі. Далекі від рівноваги умови одержання при цьому конденсатів створюють можливості утворення в них цілком унікальних станів та властивостей, що пов'язано з можливістю одержання при конденсації наноматеріалів з нанокристалічною і/або нанокластерною структурою.

Матеріал формується із плазмових потоків у вигляді покриття з широким структурним діапазоном, включаючи аморфноподібний, аморфноподібно-нанокристалічний і нанокристалічний стани. Перспективним є створення на базі цих матеріалів нових типів структур з високими механічними характеристиками. Досягнення високої твердості понад 40 ГПа виявилось можливим при формуванні біструктурних матеріалів типу „аморфноподібна матриця-кристалічні включення”, проте фізика утворення таких систем як принцип їх оптимізації до теперішнього часу є не з'ясованим.

У зв'язку з цим необхідне встановлення загальних закономірностей структурно-фазових змін в матеріалі покриття в залежності від фізичних процесів при конденсації або дифузії при високих температурах на їх подальше використання в умовах дії термочасового чинника. Це дасть змогу створювати матеріали, які за рахунок підсилення неоднорідності по складу з формуванням упорядкованої структури збільшуватимуть свої механічні властивості і при підвищенні температури.

Структурно-фазова інженерія здійснюється використовуючи комплексний підхід, який об'єднує фізико-хімічні механізми впливу на стадії формування із створенням модульованої структури завдяки постконденсаційному відпалу. Експериментально реалізовано розпад з упорядкуванням у багатошарових системах з примусовим фазовим розподілом (TiAlN/MoN, TiAlN/CrN, TiMoN/CrN). Оптимізація режимів отримання структурного стану та фізичних властивостей композитів, формування структурних станів і механічних властивостей композитів при різних термомеханічних впливах дозволило побудувати модель контактного навантаження квазібінарних систем у стані розпаду і шаруватих структур. В роботі запропоновано використовувати кластерний підхід при розгляді процесу розшарування в квазібінарних і квазітрінарних системах. Кластеризація в цьому випадку представляється як етап фазової сегрегації, тобто розпаду пересиченого твердого розчину з позитивною вільною енергією.

На базі цих даних створена нова концепція розробки надтвердих вакуумно-плазмових покриттів (дугове випаровування, іонне розпилення) зі складом квазібінарних перерізів систем на основі перехідних металів Ti, W, Cr, Al, Mo та неметалевих наповнювачів C, B, N, Si (Ti-W-C, Ti-W-B, Ti-Al-N, Ti-W-C-N, Ti-W-B-N, Ti-Mo-N, Ti-Mo-Si-N, Ti-Cr-N, Ti-Cr-Si-N, Ti-Al-Si-N, Ti-B-Si-N), а також багатошарових систем нітридів та карбідів перехідних металів з примусовим фазовим розподілом (TiAlN/MoN, TiAlN/CrN, TiMoN/CrN).

Отримані результати є важливими як для фізики конденсованого стану, матеріалознавства нерівноважних систем, фізики плазми, так і у практичному використанні при створенні матеріалів для машино- та літакобудування, яде-

рній енергетиці, мікро- та наноелектроніці. Підхід, який запропоновано в роботі, передбачає розробку принципово нової фізичної концепції формування надтвердих матеріалів з підвищеними функціональними характеристиками при високих температурах, має інноваційний характер для реалізації технології у виробництві.

Жарун С.И., Радько Н.Г., Сусло Н.В.
(КНУ, г. Кривой Рог)

**АНАЛИЗ СПОСОБОВ ПОЛУЧЕНИЯ КАЧЕСТВЕННЫХ СТАЛЕЙ
ПРИ РАЗЛИВКЕ НА МНЛЗ**
Suslo_n-v@mail.ru

В нынешнее время, с постоянно возрастающими требованиями к качеству продукции, постоянно возрастающим спросом на различного рода металлопродукцию и экономии дорогих энергоресурсов, МНЛЗ находится в постоянном развитии и усовершенствовании.

Для получения качественной заготовки, соответственно и проката, сталь должна быть максимально чистой по неметаллическим включениям, газам, вредным примесям. Для борьбы с ними при разливке на МНЛЗ, сталь дополнительно обрабатывают на установках печь-ковш (УПК), где она подвергается обработке разного рода синтетическими шлаками, раскислению, вакуумированию, продувке инертными газами, вводятся модификаторы и т.д. Но это не имеет никакого смысла при разливке качественных сталей, если не защищать струю и зеркало металла от взаимодействия с атмосферой. Эта проблема имеет много способов решения (применение SiCa, защита струи аргоном, фильтрация металла и др.), но практическое применение получил способ с использованием удлиненного стакана, так называемая «разливка под уровень». В процессе разливки сечение разливочного стакана меняется, стакан «зарастает». Такое явление наблюдается при разливке стали, раскисленной алюминием. Образующиеся при раскислении частицы Al_2O_3 осаждаются на внутренних стенках стакана, образуя тугоплавкую настывль, что снижает внутренний диаметр стакана, а это приводит к уменьшению скорости разливки и аварийным ситуациям.

Известно также, что для нормальной кристаллизации, которая начинается в верхней части кристаллизатора, и предотвращения образования дефектов типа трещин нужно обеспечить спокойное поведение зеркала металла в кристаллизаторе, что сложно осуществить при высокой скорости разливки, но при применении стаканов, разработанных фирмой SMS Siemag AG и RHИ (рис. 1) эта задача становится достижима.

При проведении производственных испытаний и сравнении полученных результатов со стандартными стаканами в серии опытов, новые погружные стаканы продемонстрировали улучшенные характеристики зеркала расплава ($\pm 2,5$ мм для новых и ± 5 мм для стандартных соответственно). Также наблюдался стабильный режим эксплуатации, что подтверждено равномер-

ным повышением теплоотвода во всем спектре скоростей, особенно превышающих 1,3 м/мин.

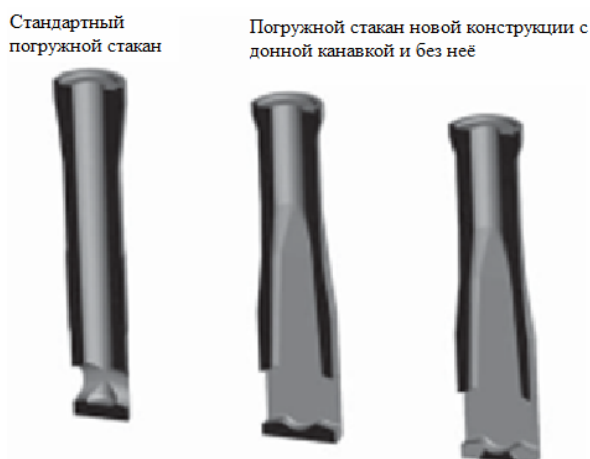


Рис. 1. Погружной стакан второго поколения с донной канавкой

Таким образом, при применении нового погружного стакана образуется необходимый равномерный поток в кристаллизаторе без формирования чрезмерно больших турбулентных зон. Положительный эффект заключается в равномерном росте корочки на непрерывнолитой заготовке и плавлении сталеразливочной смеси. Оба фактора минимизируют риск возникновения технологических нарушений и снижают количество поверхностных дефектов в готовом изделии.

При использовании данных стаканов не происходит образования корочки и перемычек на поверхности ванны кристаллизатора. Испытания также показали, что новый погружной стакан с донной канавкой следует использовать только для марок сталей, не подверженных «закупориванию».

Разработанный погружной стакан – альтернативный выбор для современных МНЛЗ со сложными условиями скорости разливки и марочного сортамента.

Жижкина Н.А., Гутько Ю.И., Ямшинский М.М.

*(Восточноукраинский национальный университет имени Владимира
Даля, г. Луганск, НТУУ «КПИ», г. Киев)*

**РАЗРАБОТКА СОСТАВА ВЫСОКОЛЕГИРОВАННОГО ЧУГУНА ДЛЯ
РАБОЧЕГО СЛОЯ МАССИВНЫХ ОТЛИВОК**

litjo_snu@mail.ru

Основным требованием, предъявляемым к качеству рабочего слоя формующего инструмента, является высокие показатели его твердости и термостойкости. Таким требованиям отвечают двухслойные изделия с рабочей поверхностью из высоколегированного материала. При этом установлено, что эффективность их эксплуатации зависит от стабильности химического состава материалов рабочего слоя внутри группы отливок.

Вместе с тем разработка материалов рабочего слоя ограничена их теплофизическими и литейными возможностями в процессе формирования массивной отливки, которая должна характеризоваться отсутствием дефектов и необходимым уровнем эксплуатационных характеристик.

Для изготовления рабочего слоя деталей, которые работают в условиях абразивного износа и изгибающих нагрузок, применяют чугун типа «нихард», содержащий до 4,5 % Ni, с мелкодисперсной мартенситной структурой. Вместе с тем такое количество никеля способствует образованию в структуре чугуна значительной доли графита, включения которого в процессе эксплуатации могут быть концентраторами механических и термических напряжений, а также вызвать процесс окисления рабочей поверхности. Для предотвращения графитизации и одновременного повышения уровня твердости в чугун вводят хром, связывающий углерод в карбиды. При этом интенсивность такого процесса возрастает с концентрацией легирующего элемента. Вместе с тем установлено, что хром, характеризуясь большой диффундирующей способностью, при смешивании переходит из металла рабочего слоя в сердцевину, тем самым способствуя увеличению карбидов в ее структуре и снижению прочностных характеристик. Поэтому содержание такого компонента в составе хромоникелевого чугуна ограничивают 1,5 %.

Экспериментальные исследования влияния различных химических компонентов на структуру и уровень свойств износостойкого чугуна показали, что в качестве добавок, улучшающих эксплуатационные характеристики формуемого инструмента, целесообразно применять марганец, медь, молибден, ниобий и другие компоненты.

Вместе с тем такие отливки характеризовались неравномерной микроструктурой и, как следствие, достаточно высоким уровнем напряжений.

Выявлено, что введение в базовый чугун ванадия в количестве до 2 % способствовало образованию в структуре твердых и прочных карбидов ванадия, что повысило уровень твердости при незначительном снижении напряжений. Более равномерная и дисперсная структура таких изделий обеспечила стабильность свойств от отливки к отливке, что важно при изготовлении массивных валков, работающих в условиях больших перегревов.

На основании экспериментальных исследований для рабочего слоя валков вновь разработан комплексно легированный чугун, содержащий никель (до 1%), хром (до 12%), молибден (до 1,5%) и ванадий (до 5%) и отличающийся от существующего сплава повышенным уровнем свойств (твердости и временного сопротивления при изгибе) при минимальной доле графита в структуре. При этом анализ микроструктуры образцов показал, что разработанный чугун характеризуется более равномерной и плотной по сравнению с хромоникелевым материалом структурой. Установлено, что отливки из такого чугуна склонны в меньшей степени к формированию

трещин и структурных неоднородностей, что обеспечило повышение эксплуатационных характеристик формирующего инструмента.

Жук С.В., Бондаренко Є.К., Грабівський К.П.
(НТУУ «КПІ», м. Київ)

**МАТЕРІАЛИ ДЛЯ НАНЕСЕННЯ ЖАРОСТІЙКИХ ЗАХИСНИХ
ПОКРИТТІВ МЕТОДОМ ВИСОКОШВИДКІСНОГО
ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОГО ВИПАРОВУВАННЯ**
scarafaggio@ukr.net

Нікелеві і кобальтові жароміцні сплави широко використовуються в ракетній, космічній і авіаційній техніці, головним чином як матеріал високо-температурних секцій газотурбінних двигунів, таких як камери згорання, робочі і направляючі лопатки. За кордоном і в Україні використовують дифузійні алюмідні, хромалюмідні покриття типу платина-хром-алюміній. Альтернативою покриттям, які містять платину, є комплексні дифузійні системи типу Ni-Cr-Si і покриття, які отримують плазмовим розпиленням типу Ni-Cr-Al-Y-Si або осадженням у вакуумі методом електронно-променевої технології.

Дифузійні алюмідні покриття не забезпечують ефективний захист сплаву від окиснення при циклічних теплосмінах. Жаростійкі сплави на основі нікелю мають кращу корозійну стійкість, ніж прості дифузійні покриття Ni-Al. Жаростійкі сплави, які використовуються для випаровування і отримання покриттів, об'єднані в одну групу Me-Cr-Al. Залежно від призначення і умов роботи виробів як основа покриттів використовують залізо, кобальт або нікель.

Жаростійкість сплавів і відповідно покриттів на кобальтовій основі при температурах більше 1100 °С нижче за жаростійкість сплавів на основі нікелю аналогічного складу. Термостійкість захисної плівки, яка формується на поверхні конденсатів Me-Cr-Al, вкрай низька, у зв'язку з чим у сплави, які випаровуються, необхідно вводити ітрію та інші елементи, які збільшують зчеплення Al₂O₃ з конденсатом. Втрата поверхневими шарами алюмінію в процесі окиснення пов'язана з низьким вмістом ітрію (0,015...0,020 %), через що не вдається отримати міцно зчеплену з покриттям окалину. Надійне зчеплення окислини Al₂O₃ відбувається завдяки взаємодії з частками оксидів Y₂O₃, які рівномірно розподілені по границях зерен шару, який конденсується. Аналогічну дію, окрім ітрію, мають і інші активні елементи як церій, гафній та ін.

На жаростійкість конденсатів Ni(Co)-Cr-Al-Y головним чином впливає вміст алюмінію у сплавах, які випаровуються. Із збільшенням концентрації алюмінію опір окиснення сплавів, які випаровуються зростає і підвищується робочий ресурс покриттів. Хром в інтервалі концентрацій 15...30 % мало впливає на жаростійкість покриттів Ni-Cr-Al в ізотермічних умовах окиснення. Проте, при теплосмінах великий вміст хрому може понизити опір термічній втомі і в цілому захисний ефект покриття.

До 1980 р. захисні покриття на лопатках газотурбінних двигунів одержували методом термодифузійного хромування, алітування й алюмосиліціювання. Однак підвищення робочих температур, питомих навантажень і агресивності палива зробили ці покриття малоефективними. На їхню зміну прийшли процеси вакуумного осадження жаростійких покриттів на основі сплавів Me-Cr-Al-(Y). Одним з таких методів осадження покриттів є електронно-променево випаровування з наступною конденсацією пари у вакуумі. Інтенсивне випаровування сплавів забезпечує високу щільність парового потоку, що ускладнює проникнення атомів залишкових газів у внутрішній обсяг газового потоку. Навіть при випаровуванні хімічно активних металів і сплавів на їхній основі, наприклад, титану чи хрому, вміст азоту і кисню в конденсатах не підвищується в порівнянні з вмістом у вихідному матеріалі. Швидкість випаровування з одиниці поверхні при даній потужності електронного пучка залежить від цілого ряду факторів: тиску в робочій камері, конструкції тигля й інтенсивності його охолодження, щільності електронів по поверхні матеріалу, який оброблюється.

Покриття, нанесені даним способом, мають кращі функціональні властивості для захисту лопаток газових турбін. Застосування високошвидкісного випаровування дає можливість отримання покриттів багатокомпонентних сплавів, у яких різниця температур випаровування компонентів більша ніж на 350 °С.

Жук С.В., Капусняк О.О., Стецик А.І.
(НТУУ «КПІ», м. Київ)

ТЕХНОЛОГІЧНІ ПРОЦЕСИ ОТРИМАННЯ ТЕПЛОЗАХИСНИХ ПОКРИТТІВ

scarafaggio@ukr.net

Методи нанесення захисних покриттів на жаростійкі сплави поділяються на дві основні групи: термодифузійні та бездифузійні. Термодифузійні основані на процесах, які призводять до зміни фазового складу і структури поверхневого шару жароміцних сплавів у результаті його контакту і активної взаємодії з легувальною хімічною речовиною. Бездифузійні способи нанесення зовнішніх покриттів засновані на процесах, при яких формування зовнішнього захисного шару на поверхні жаростійкого сплаву супроводжується слабкою взаємною дифузією елементів, яка необхідна лише для забезпечення адгезії.

Термодифузійні способи нанесення металічного зв'язувального шару включають насичення поверхні із рідкої (шлікерний метод) чи твердої (метод насичення із засипок) фази. Метод дифузійного насичення із засипок являє собою різновид процесу осадження із парової фази, при якому деталь, яку обробляють, поміщають в контейнер із сумішшю порошків реагентів, які виробляють пару необхідного складу. Реакція управляється концентраціями складових засипки і температурою, морфологія покриття визначається часом витримки при заданій температурі і подальшою термічною обробкою деталі з нанесенням покриття.

При хімічному осадженні із парової фази в камеру із зразками вводять створену на незалежній стадії процесу пару заданого складу, яка взаємодіє з поверхнею деталі. Основною перевагою даного методу є те, що він дозволяє наносити покриття на внутрішні стінки поверхні та гнучкість управління, яка дозволяє формувати парову фазу потрібного складу.

Бездифузійні способи нанесення внутрішніх (оверлейних) покриттів відрізняються від дифузійних тим, що не потребують формування дифузійної зони на границі розділу з підкладкою для отримання покриттів необхідного складу і структури. Покриття наносяться будь-яким із методів, при яких взаємна дифузія елементів необхідна лише для забезпечення адгезії з підкладкою. Для нанесення таких покриттів найбільш розповсюджені вакуумні технології (електронно-променево випаровування) і газотермічне напилювання.

До газотермічних методів нанесення жаростійких і теплозахисних покриттів відносяться плазмове, високошвидкісне газополум'яне і детонаційне напилення. Процес плазмового напилення полягає у інжекції матеріалу покриття, зазвичай у вигляді порошку заданого складу, у високотемпературний газовий потік, який створюється в плазмовій гарматі. В цьому потоці частинки порошку плавляться і розганяються по напрямку до підкладки. Розплавлена металева крапля деформується при ударі в підкладку і розтікається по поверхні, що забезпечує формування шароподібної структури напиленого шару.

Для сучасних металічних зв'язувальних покриттів, до складу яких входять хімічно активні елементи, такі як алюміній і хром, технологія плазмового напилення при низькому тиску оточуючого середовища дозволяє звести до мінімуму утворення оксидних дефектів у структурі осаджених шарів. Перевага такого процесу полягає також в більш високих швидкостях частинок порошків, які напилюються.

Головним недоліком процесів газотермічного напилення і вакуумної технології у порівнянні з дифузійними методами є те, що покриття не можна наносити на внутрішні поверхні лопаток, які охолоджуються. Взагалі, ні один із відомих бездифузійних методів не може бути використаний для осадження захисних покриттів на внутрішні канали деталі. В такому випадку для забезпечення повного захисту деталі застосовують гібридні покриття, які складаються із оверлейних шарів на зовнішніх поверхнях деталі і алюмінідних, які наносяться з парової фази, – на внутрішніх. Такі покриття складаються із двох чи більше шарів різного складу, які наносяться одним і тим же чи різними методами.

Зеленюк Ю.О., Шаломєєв В.А., Цивірко Е.І.
(ЗНТУ, м.Запоріжжя)
**КОРОЗІЙНА СТІЙКІСТЬ ЛИТОГО МАГНІЄВОГО
СПЛАВУ МЛ-5 З ОЛОВОМ**

Виливки із магнієвого сплаву МЛ-5 знайшли широке використання в сучасному машинобудуванні, особливо для авіаційної, автомобільної, прила-

добудівної та хімічної промисловості. Збільшення ресурса роботи деталей та зменшення витрат на їх ремонт є актуальною задачею. Такі вироби експлуатуються в різних середовищах і умовах навантаження, а їх корозійна стійкість вивчена недостатньо. Дослідження корозійних властивостей магнієвих сплавів потребує проведення спеціальних експериментів.

В даній роботі вивчали вплив олова на структурні складові литого магнієвого сплаву МЛ-5 та його корозійну стійкість.

Корозійні випробування проводили в водних розчинах з вмістом 0,7; 0,9% NaCl при температурі $(36 \pm 1,0)$ °С, стабільність якої забезпечувалась ультратермостатом УТ-15. Через 10, 20, 30 діб зразки виймалися з розчину. Визначали середню швидкість корозії зразків для кожного варіанту випробування, використовуючи вимірювання на базі 3 зразків.

Металографічні дослідження показали, що структура стандартного сплаву МЛ-5 складалася з δ -твердого розчину, інтерметалідів (γ -фази $Mg_{17}Al_{12}$) та евтектики типу $\delta+\gamma(Mg_{17}Al_{12})$, яка розташовувалася по межах зерен. При додаванні олова у сплаві МЛ-5 спостерігається тенденція збільшення об'ємного вмісту інтерметалідів. Збільшення вмісту олова в сплаві МЛ-5 призводить до глобуляризації інтерметалідів, що знизило індекс інтерметалідів та помітно підвищило їх середній розмір.

Встановили, що в зразках із сплаву МЛ-5 розміри інтерметалідів не перевищували 30 мкм. При збільшенні вмісту олова з 0,05 до 1,0% (мас) середній розмір інтерметалідів змінювався від 5,9 до 6,2 мкм (середній розмір інтерметалідів стандартного сплаву складав 3,2 мкм). Встановлено, що із збільшенням вмісту олова в сплаві МЛ5 зменшується доля інтерметалідів більшого розміру.

Механічні випробування показали, що зразки із сплаву МЛ5, легованого оловом, в порівнянні з вихідним сплавом мають більшу міцність, відносно подовження і жароміцність. Висока межа міцності досягається при вмісті олова 1,0%.

Порівняльний аналіз швидкості корозії зразків вивчених варіантів магнієвого сплаву показав, що з підвищенням вмісту олова в сплаві МЛ-5 з 0 до 0,05% (мас) швидкість корозії в усіх розчинах зменшувалася у 3 рази. Збільшення вмісту Sn до 1,0% (мас) помітно не змінювало швидкість корозії.

Аналізуючи отримані дані, зробили висновки: на швидкість корозії практично не впливали вміст інтерметалідів та індекс інтерметалідів. В розчині 0,7% NaCl середній розмір інтерметалідів не впливав на швидкість корозії сплаву МЛ-5, але в розчині 0,9% NaCl зростання середнього розміру інтерметалідів призвело до помітного зниження швидкості корозії.

Вплив кількості інтерметалідів на корозію є незначним у розчині 0,7% NaCl, практично у всіх розмірних групах. У той же час швидкість корозії сплаву МЛ-5 у розчині 0,9% NaCl при зростанні в металі кількості інтерметалідів розмірних груп 0,5...3,6 мкм суттєво збільшилась. Збільшення кількості інтерметалідів розміром 3,6...14,6 мкм в межах від 300 до 600 шт. майже не вплинуло на швидкість корозії металу.

На швидкість корозії литих зразків із магнієвого сплаву МЛ-5 в водних розчинах хлористого натрію суттєво впливають його структурні складові, які обумовлені хімічним складом металу.

Введення олова в сплав МЛ-5 помітно зменшувало його швидкість корозії в водних розчинах хлористого натрію, за рахунок зміни складу, розмірів та кількості інтерметалідів.

Иванова Л.Х., Колотило Е.В., Муха Д.В., Алексеенко А.С.
(НМетАУ, г. Днепрпетровск)

ПРИМЕНЕНИЕ ОТХОДОВ, ПОДЛЕЖАЩИХ УТИЛИЗАЦИИ, В ЛИТЕЙНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

Улучшение качества продукции литейного производства, повышение ее надежности и долговечности является насущным требованием нашего времени. Подавляющая часть отливок изготавливается из чугуна, поэтому совершенствование его физико-механических свойств и эксплуатационных характеристик служит важным резервом в деле экономии энергетических и материальных ресурсов и интенсивного развития промышленности.

Задачей работы было легирование чугуна разными отходами, которые ранее не использовали, с целью замены ферросплавов на основе дефицитных элементов.

С целью возможности утилизации отходов специальных производств, а также повышения термостойкости при высоком уровне износостойкости, сопротивления образованию задиров, прочности чугуна были проведены лабораторные исследования с использованием отходов сверхпроводящих сплавов, содержащих ниобий, олово и медь.

Серией лабораторных исследований установили, что необходимо иметь в сплаве, мас. %: углерод 2,8...3,1, кремний 2,8...3,5, марганец 0,5...1,0, медь 1,0...1,5, хром 0,3...0,6, ниобий 0,3...0,5, олово 0,2...0,35%, железо – остальное. Исходя из этого, для достижения цели содержание олова, ниобия и меди в отходах сверхпроводящих материалов должно находиться в соотношении 1:(1,4...1,5):(4,3...5) соответственно, то есть этим требованиям удовлетворяли отходы, содержавшие, мас. %: олово 10...15, ниобий 15...20, медь – остальное. С учетом коэффициента усвоения 0,9...0,98, присадка в расплав отходов должна быть 1,6...2,5%.

В силитовой печи выплавляли чугун, который после достижения необходимых температур (1500...1520 °С) и доводки по химическому составу обрабатывали отходами сверхпроводящих материалов (величина присадки 2,0 мас. %), после термовременной выдержки для усвоения компонентов охлаждали до 1400 °С и заливали заготовки высотой 120 и диаметром 50 мм, из которых вырезали образцы для исследования свойств. Износ и сопротивление задире исследовали по методике ЦНИИ МПС на машине трения с возвратно-поступательным движением МТВ-1 при реверсивном трении с жидкой смазкой.

Результати проведених досліджень показали, що при високому рівні прочності, износостойкости и сопротивлення образованию задиров термостойкость сплава, полученного с использованием отходов сверхпроводящих сплавов, выше на 60%, чем обработанного ферросплавами.

Коэффициент усвоения легирующих элементов из смеси сверхпроводящих сплавов составляет: 90,9...98% – для меди и ниобия и 85,7...90,7% – для олова, в то время как при использовании ферросплавов усвоение не превышает 85% для меди и 81,1% для олова. Кроме того, решается проблема утилизации, позволяющая создать практически безотходную технологию в специальном производстве. Использование исследованного способа обработки чугуновых расплавов позволит повысить стойкость отливок на 25...35%.

Кроме того, была проведена серия лабораторных исследований по установлению влияния обработки жидких чугуновых расплавов отходами магнитных сплавов (химический состав, %: самарий – 25, медь – 7, цирконий – 2,7, железо – 16,5, кобальт – остальное) на структуру и свойства чугунов, затвердевавших со скоростью 0,5 град/с.

Микроструктура исходного чугуна характеризовалась следующим образом: графит ПГф1-ПГд350-ПГр1-ПГ10 ГОСТ 3443-87, металлическая основа Пт1(Ф)-П45(Ф55). После присадки, например, 0,5% отходов магнитных сплавов структура изменялась: графитные включения ПГф4-ПГд90(ПГд180)-ПГр3-ПГ12, металлическая основа Ф, Пт1-П6(Ф94), а после присадки 1% отходов – графит характеризовался баллами ПГф2-ПГд45(ПГд180)-ПГр7-ПГ12, металлическая основа Ф(Пт1)-П6(Ф94). Таким образом, при добавке отходов в количестве 0,5...1,0% и более выделение перлита практически полностью подавлялось, форма включений графита изменялась: усиливалось разветвление, и уменьшался поперечный рост.

Итак, обработка чугуна, охлаждавшегося со скоростью 0,5 град/с, отходами магнитных сплавов позволила установить ярко выраженное ферритизирующее влияние их на металлическую матрицу и диспергирующее – на графитные включения, что и приводило к увеличению относительного удлинения ~ на 50% по сравнению с исходным состоянием чугуна при практически такой же прочности.

Кроме того, были проведены дополнительные лабораторные исследования по обработке чугунового расплава смесью из отходов магнитных сплавов, содержащей модифицирующие и легирующие компоненты и обеспечивающей повышение прочностных свойств при высоком уровне пластических в литом состоянии без термической обработки. В составе смеси отходов содержания самария и кобальта находились в соотношении 1:(1,5...3), а присадка в расплав – 0,9...1,2 мас.%. В результате были получены образцы чугунов с высокой пластичностью $\delta = 9,8...10\%$ при повышенной прочности.

Вывод. Применение отходов разных производств для легирования чугунов позволяет повысить их свойства, увеличить коэффициент усвоения легирующих элементов в сравнении с использованием ферросплавов, что в комплексе с низкой ценой указанных отходов позволит снизить стоимость обработки расплавов, а также повысить стойкость отливок.

Іванченко Д.В.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

СПОСІБ ЗМІЦНЕННЯ АЛЮМІНІЄВО-МІДНОГО ЛИВАРНОГО СПЛАВУ ТИПУ АМ5 ЦИРКОНІЄМ

cort.77@mail.ru

У промисловості набули вжитку алюмінієво-мідні ливарні сплави АМ5; АМ4,5Кд; ВАЛ14; ВАЛ18, які є легованими або складнолегованими вартісними сплавами, що містять у своєму складі Mn і Ti (АМ5), Mn, Ti, Cd (АМ4,5Кд), Mn, Ti, Cd, Zr (ВАЛ14), Mn, Ti, Ni, Zr (ВАЛ18) [1]. Заміна перерахованих вище складнолегованих сплавів алюмінієво-мідним сплавом АЛ7 (алюміній основа, 4,0...5,0 % Cu), який модифікований цирконієм введеним із тетрафториду цирконію і по міцності не поступається більшості із вищеперерахованих сплавів є актуальною дослідницькою задачею.

Серед різних способів модифікування обраний найбільш простий і досить ефективний спосіб, який ґрунтується на введенні комплексного флюсу, що містить в своєму складі тетрафторид цирконію, під поверхню алюмінієвого розплаву (алюміній марки А7) при температурі 850 °С і витримки розплаву до повного розчинення флюсу. Склад флюсу підбирався таким чином, щоб забезпечити найменш можливу температуру його плавлення. При температурі плавлення флюсу близько 500 °С забезпечується максимальне насичення алюмінієвого розплаву цирконієм. Надалі вже в модифікований алюміній вводили мідь з метою отримання сплаву АЛ7.

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

Експериментальні дослідження показали, що визначальним фактором процесу насичення алюмінієвого розплаву цирконієм є його температура. Окрім того, в міру збільшення вмісту тетрафториду цирконію у складі флюсу спостерігається підвищення вмісту його у сплаві АЛ7 і зростання величини σ_B у сплаві з 240 до 360 МПа (після загартування) в результаті наявності скупчень інтерметаліду Al_3Zr , зосереджених по кордонах зерен, що утворюють жорсткий каркас, який перешкоджає пластичній деформації матеріалу.

Оптимальні результати отримані при використанні флюсу, який містить 2% ZrF_4 і температурі розплаву 850 °С. Витримка розплаву при цій температурі не перевищує 10 хвилин.

Література:

1. Меркулова Г.А. Металловедение и термическая обработка цветных сплавов: учеб. пособие. – Красноярск: Сиб. федер. ун-т, 2008. – 312 с.

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

(НМетАУ, г. Днепропетровск)

ПОВЫШЕНИЕ КАЧЕСТВА ДВУСЛОЙНЫХ ПРОКАТНЫХ ВАЛКОВ

Чугунные валки являются основным сменным оборудованием прокатных станов, от которого современное производство требует высоких механических и эксплуатационных свойств.

В литых валках после выбивки из форм сохраняются значительные внутренние напряжения вследствие неравномерности усадки различных сечений. Механическая обработка валка снимает часть внутренних напряжений.

Одним из методов повышения свойств чугунных валков является термическая обработка. Однако, режимов термической обработки двухслойных прокатных валков до настоящего времени не разработано.

Целью работы были определение влияния отпуска на структуру и свойства рабочего слоя и шеек двухслойных прокатных валков.

Основные результаты исследования. Образцы для исследований структуры и свойств чугуна отбирали при механической обработке валков в торцевой зоне и в шейках.

В лабораторных условиях тепловую обработку проводили на установке, включающей муфельную печь и систему автоматики, в промышленных – в камерных печах с выдвижным подом. Режим отпуска состоял из нагрева со скоростью 25 град/ч до 150 °С, выдержки в течение 10 ч (с двукратным термоциклированием 250 ↔ 150°С) и окончательного охлаждения со скоростью 25 град/ч до 80 °С.

Структура бочек валков. Структуру бочек валков исследовали, начиная с расстояния 10 мм от литой поверхности до 100 мм. В рабочем слое валков, как в литом состоянии, так и после низкотемпературного отпуска наблюдали редко встречающиеся включения графита, имеющие либо компактную, либо розеточную форму. С удалением вглубь валка количество и размеры розеток графита увеличивались. Рабочий слой валков в литом и термообработанном состояниях имел структуру грубого конгломерата цементита и продуктов превращения аустенита. Благодаря легированию чугуна 3,7...4,0% никеля превращение аустенита проходило с образованием бейнита и мартенсита. С удалением от поверхности первичная структура чугуна грубела, при превращении аустенита наряду с игольчатыми продуктами появлялся тонкодифференцированный перлит, количество которого постепенно увеличивалось. Микротвердость структурных составляющих термообработанного валка была ниже, чем литого: цементита, бейнита и мартенсита на 3...4, тонкодифференцированного перлита – на 7%.

Начиная с глубины 35...40 мм от поверхности бочки, матрица чугуна становилась уже полностью перлитной, количество цементита уменьшалось. На расстоянии 100 мм от поверхности валки имели структуру серого перлитного чугуна.

Анализ структуры в различных сечениях бочек валков в литом состоянии и после отпуска показал, что проведенный отпуск приводит к некоторому снижению микротвердости структурных составляющих, вызванному, по видимому, процессами отпуска бейнито-мартенситной структуры матрицы.

Структура шеек валков. Анализ структуры нижних и верхних шеек двухслойных валков в литом и отпущенном состояниях показал, что низкотемпературный отпуск к структурным изменениям не приводил.

Механические свойства. Пределы прочности при растяжении и изгибе, а также ударная вязкость на расстоянии 10...30 мм от поверхности бочки термообработанного валка были выше, чем литого. Так, предел прочности при растяжении больше на 3...7%, предел прочности при изгибе – на 2...3%, ударная вязкость – на 4...15%. Показатели этих же свойств на глубине 50...150 мм после термической обработки не изменялись.

По сравнению с литым состоянием твердость термообработанного валка уменьшалась на расстоянии 5 мм на 8% (с 60 до 55 HRC), 10...20 мм – на 5...7%, 30 мм – на 4%. Начиная с 40 мм в глубь валка твердость практически не изменялась.

По сечению шеек валков в литом и термообработанном состояниях механические свойства почти не изменялись, только в верхней шейке термообработанного валка на расстоянии 10 мм от поверхности твердость по Бринеллю снижалась по сравнению с литым на 4%.

Термостойкость. Влияние низкотемпературного отпуска на характер микроразрушения рабочего слоя валков исследовали путем термоциклирования образцов, вырезанных от валков в литом и термообработанном состояниях.

После первых трех термоциклов в образцах от валков до и после отпуска появлялась продольная макротрещина, пересекающая всю площадь шлифа, и микротрещины, не связанные с ней. Микротрещины распространялись по цементиту, иногда пересекая тонкие дендритные ветви. При термоциклировании происходил отпуск мартенсита и бейнита, выделявшиеся при этом скопления мелких зерен цементита наследовали игольчатый характер первоначальной структуры.

Увеличение числа термосмен до 100 приводило к развитию сетки макротрещин. Кроме того, появлялось много микротрещин, не связанных с макротрещинами. Удельная протяженность трещин в образце от литого валка – $0,42 \text{ см}^{-1}$, термообработанного – $0,36 \text{ см}^{-1}$, что на 14% меньше.

После 100 термоциклов в структуре матрицы происходила некоторая коагуляция выделившихся зерен цементита. В литом чугуна в расположении этих зерен сохранялся направленный характер первоначальной бейнито-мартенситной структуры, в термообработанном – направленность исчезала.

Выводы:

1. Отпуск двухслойных валков приводил к уменьшению на 3...7% микротвердости структурных составляющих, вызванному процессами отпуска бейнито-мартенситной структуры матрицы.

2. В результате тепловой обработки твердость рабочего слоя валков снижалась на 7%, и максимально пределы прочности и ударная вязкость повышались на 15%. Механические свойства шеек после отпуска не изменялись. Термостойкость чугуна рабочего слоя валков повысилась на 14%.

Кеуш Д.В., Гурія І.М., Лютий Р.В.

(НТУУ «КПІ» м. Київ)

ОСНОВИ СИНТЕЗУ ФОСФАТНИХ ЗВ'ЯЗУВАЛЬНИХ КОМПОНЕНТІВ

Зв'язувальні компоненти, які базуються на солях ортофосфорної кислоти, мають ряд переваг: висока міцність, адгезія до наповнювача при невисокому вмісті зв'язувальних компонентів у суміші, висока термічна стійкість, термічна стабільність, низька хімічна активність до металевих розплавів. Але в ливарному виробництві, зокрема у стрижневих сумішах, отримати такі стабільні солі ортофосфорної кислоти проблематично.

Всі проведені до цього дослідження стосувалися взаємодії ортофосфорної кислоти з оксидами металів. Найбільш поширеними були холоднотвердні суміші, виготовлені з оксидами заліза, але це полівалентний метал, а його сполуки FeO , Fe_2O_3 , Fe_3O_4 мають різну реакційну здатність. Кількість та співвідношення даних оксидів установити дуже складно, і забезпечити стабільні властивості сумішей дослідникам так і не вдалося. Суміші з оксидом магнію мають низьку живучість, тому широкого використання не знайшли. Інші солі ортофосфорної кислоти в ливарному виробництві майже не використовували. Це пов'язано з цілим рядом технологічних обмежень.

Ряд активності оксидів металів до H_3PO_4 має наступний вигляд (за зростанням активності): SiO_2 , TiO_2 , Al_2O_3 , ZrO_2 , Cr_2O_3 , Fe_2O_3 , CuO , FeO , ZnO , MgO , CaO , BaO , Na_2O , K_2O . Сполуки, які стоять в кінці ряду, а це – оксиди лужних і лужноземельних металів – вступають в швидку та бурхливу взаємодію з кислотою, що не дає можливості утворення міцної та стабільної структури фосфатів. Оксиди, які стоять на початку ряду, а там зустрічаються амфотерні та кислотні елементи, при нормальних умовах з кислотою не взаємодіють, отже утворення фосфатів є хімічно неможливим.

Вирішення проблеми синтезу фосфорних солей різних хімічних елементів має два основні напрямки. Для активних металів необхідно створити умови сповільненої взаємодії з кислотою, а для неактивних – прискорення даної взаємодії.

В дослідженнях нашої лабораторії досягнуто позитивних результатів в обох напрямках. Утворення фосфатів таких металів як Na і K може відбуватися в композиціях ортофосфорної кислоти з різними водорозчинними солями даних елементів. При цьому можуть бути використані навіть солі сильних кислот: Na_2SO_3 , NaCl , NaNO_3 , а також KBr , KCl , які при нормальній температурі не вступають в хімічну взаємодію з ортофосфорною кислотою. Це надає суміші практично необмежену живучість, а також можливість всебічного керування процесом зміцнення, яке в свою чергу відбувається при

нагріванні (в гарячому оснащенні), при чому температура для кожної солі різна.

Найкращі результати щодо загальної і поверхневої міцності отримані із сумішей системи $\text{NaCl} + \text{H}_3\text{PO}_4$ (зміцнення при 300°C , міцність при стисканні $2,8\dots 3,2$ МПа), $\text{KCl} + \text{H}_3\text{PO}_4$ (зміцнення при 250°C , міцність $2,6\dots 3,0$ МПа), $\text{Na}_5\text{P}_3\text{O}_{10} + \text{H}_3\text{PO}_4$ (зміцнення при 150°C , міцність $3,2\dots 3,5$ МПа).

Взаємодія H_3PO_4 із сполуками Al , Zr і Si відбувається також при підвищених температурах, але тут можуть бути використані прості оксиди цих елементів. Це відкриває перед ливарниками нові можливості, оскільки більшість вогнетривких наповнювачів складається саме з таких оксидів.

Сполуками алюмінію, введеними у суміш з H_3PO_4 , виступали: пірофіліт, алюмінієвий шлам, дистен-силіманіт, а також водорозчинні неорганічні солі. Міцність таких сумішей знаходиться в межах від $1,2$ до $3,0$ МПа, в залежності від використаної алюмовмісної сполуки та способу приготування суміші.

Циркон як вогнетривкий наповнювач має здатність утворювати при нагріванні з H_3PO_4 міцну структуру, яка характеризується граничним зусиллям стискання $2,0\dots 2,5$ МПа. Частилки кварцового піску або пилоподібного кварцу вступають у поверхневу взаємодію з H_3PO_4 , що також призводить до утворення зв'язувального компонента – фосфату кремнію, який забезпечує міцність стрижнів до $2,5\dots 3,5$ МПа.

Кіщенко О.М. Щербата Г.О.

(КНУ Металургійний інститут, м. Кривий Ріг)

АНАЛІЗ ПІДБОРУ ЛИВАРНО-ЖИВИЛЬНОЇ СИСТЕМИ

lutvo.metalov@gmail.com

Розробка ливниково-живильної системи і вибір місця підведення ливника до тіла відливання мають важливе значення для отримання якісного литва. Особливо це відноситься до моделей складної конфігурації, із різкими переходами по перерізу відливань. Усадкові раковини і рихлість в деталях різної товщини можливо усунути, якщо підведення ливника зробити до тонкої ділянки. Переріз тонкої ділянки відливання до охолодження в ньому металу повинен забезпечити заповнення металом усієї порожнини. Масивні деталі можна відливати через тонкі щілинні ливники, що запобігає розігріванню форми, але забезпечує заповнення її і усуває утворення рихлості.

В умовах ливарного цеху була випробувана технологія отримання дослідної партії відливань з металевого сплаву ЧС104-ВІ, яка базується на заміні ливниково-живильної системи. З метою забезпечення відповідності хімічного складу отримуваних сплавів вимогам ГОСТ 1583-93, шихта розраховувалася, добавки заздалегідь дробилися і зважувалися. Експериментальні плавки проводили в індукційній печі. Заливку проб і зразків здійснювали при температурі – 1490°C методом литва по випалюваних моделях.

На рис. 1 представлена заміна конструкції ЛЖС, яка складається з ливникової чаші, живильної системи, яка приєднується як до малої полки лопатки, так і до великої полки через два надливи, які також відіграють дві

ролі: роль надлива та живильника. На відміну від попередньої конструкції, було додано два живильники, які сполучають «платформу» та велику та малу полку, що суттєво може знизити такий брак як недолив. Роль надлива виконує ливникова чаша. Зліва зображено газовідвід.

На стаціонарному приладі КД-20Л для достовірності та порівняльного аналізу дефектів було також досліджено чотири блоки з розробленою конструкцією, у дослідній роботі залиті по різним показникам печі, підігріву форми та температури заливки металу. Як показує порівняльний аналіз, вдалося уникнути попередньо виявлених дефектів у інших блоках та суттєво знизити брак продукції до 5%.

Розробка ливниково-живильної системи і вибір місця підведення ливника до тіла вилівка мають важливе значення для отримання якісного литва. Особливо це відноситься до моделей зі складною формою, різкими переходами по перетину виливків. Усадкові раковини і рихлість в деталях різної товщини можна усунути, якщо підведення ливника зробити до тонкої ділянки. Заміна конструкції ливниково-живильної системи сприяла зменшенню шлюбу на 20%.



а



б

Рис. 1. Заміна конструкції ЛЖС

Кіщенко О.М., Щербата Г.О.

(КНУ Металургійний інститут, м. Кривий Ріг)

ВПЛИВ ЕЛЕКТРИЧНОЇ ДІЇ НА СТРУКТУРУ СПЛАВУ

lutvo.metalov@gmail.com

Актуальним завданням на сьогодні для металургійних підприємств залишається обробка металу для поліпшення його фізичних властивостей. Одним з перспективних способів дії на структуру і властивості ливарних сплавів є обробка розплаву електричним струмом в процесі кристалізації.

В лабораторних умовах була випробувана технологія отримання дослідної партії відливаних з металевого сплаву 110Г13Л, що включає обробку електричним струмом в процесі кристалізації (рис. 1).

У роботі досліджували дію постійного електричного струму на кристалізацію і властивості ливарних сплавів (рис. 2). Як показав аналіз мікроструктури зразків отриманого сплаву на кристалізацію металу, електричний струм чинить модифікувальну дію.

Подрібнюється первинне зерно металевої основи. При обробці відливаних електричним струмом кількість неметалевих вкраплень зменшується в 1,4...2,5 разу. Оброблений електричним струмом сплав має вищі ливарні технологічні властивості, має кращу здатність заповнювати форму і кристалізується з меншою усадкою. Обробка електричним струмом регулюють розмір і кількість окремих структурних складових сплавів, призводить до подрібнення зерна.

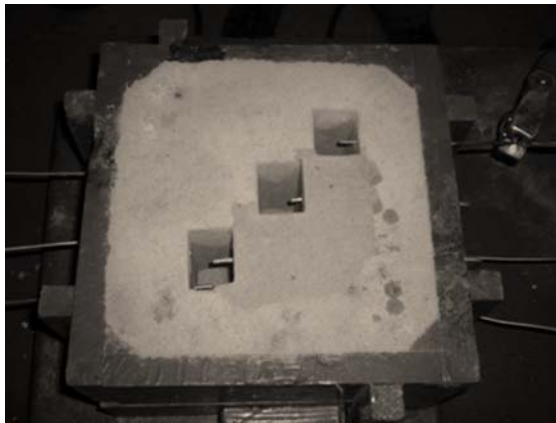


Рис. 1. Піщано-глиниста форма для заливки зразків з підведенням електричного струму



Рис. 2. Отримані зразки

Зйомка на металографічному мікроскопі за допомогою цифрового фотоапарата дозволила визначити середній розмір зерна марганцю, який після обробки електродією складає порядку близько 99,23 мкм. При цьому зерно до обробки середнє і велике; спостерігається транскристалізація, крупнозернистість і транскристалізація займають не більше 50% площі зламу зразка: макроструктура гранично допустима. В результаті електродії зерно в

основному дрібне і середнє; окремі великі зерна займають в центральній частині зламу зразка не більше 20...25% площі; транскристалізації не спостерігається; макроструктура задовільна.

Клименко В.А., Нецадим В.М., Прилуцький М.І.
(НТУУ «КПІ», м. Київ)

**ТЕХНОЛОГІЧНА СХЕМА ПРОЦЕСУ ОТРИМАННЯ ЧАСТКОВО
МЕТАЛІЗОВАНОГО ПРОДУКТУ НА ОСНОВІ
ВУГЛЕЦЕВОМІСТКИХ ЗАЛІЗОРУДНИХ ОКАТИШІВ**
vaklym@i.ua

На одностайну думку вітчизняних і зарубіжних фахівців, домінуючу позицію у світовому виробництві первинного металу сьогодні і на перспективу міцно займає доменний процес. Вдосконалення технології доменної плавки викликає зростання вимог до фізичних і фізико-хімічних властивостей синтетичних залізородних матеріалів.

Металургійне виробництво в Україні було і залишається базовою галуззю промисловості, орієнтованою в основному на власні сировинні і паливно-енергетичні ресурси. З доменним виробництвом нерозривно пов'язано виробництво огрудкованих залізородних матеріалів і коксу. Рішення задачі по вдосконаленню доменної плавки припускає використання залізородних матеріалів з підвищеними вимогами до фізичних, хімічних і структурних властивостей. На даний момент основними залізородними матеріалами в Україні є агломерат і окатиші.

Рівень показників якості українських концентратів залишається практично незмінним за останні роки, масова частина заліза в них складає в середньому 62...64 %. Недостатньо висока масова частина заліза в шихті доменних печей також призводить до додаткових витрат коксу. Підвищення масової частини заліза в шихті на 1 % забезпечує аналогічне зменшення витрати коксу. Робота українських доменних печей на шихті з масовою частиною заліза близько 56 % (замість 65 % на зарубіжних підприємствах) тягне додаткові витрати коксу (близько 30...40 кг/тонну чавуну).

Агломерат, який робиться на ГМК України, має масову частину заліза в середньому 52...53 %, 10...12 % SiO_2 і значну кількість фракції < 5 мм (12...16 %). Низька якість і недостатня міцність агломерату призводять до підвищеної до 10...15 % масової частини дрібниці (фракції агломерату до 5 мм), яка у свою чергу вимагає збільшення питомої витрати скіпового коксу в доменних печах до 10 % (з 400 до 430...440 кг/тонну чавуну). З цієї причини на металургійних комбінатах щорічно перевитрачалося тільки коксу на 17...18 млн. тонн і не додавалося чавуну на 100...110 млн. дол. Перевитрати технологічного палива в доменній печі (природний газ і кокс) складають 2,56 ГДж. Розрахунки показують, що при збільшенні масової частини заліза в агломераті з 53 до 58 % витрати енергії на виробництво 1 тонни рідкого чавуну скорочуються на 1,98 ГДж. Через це виробництво шихтових матеріалів на українських підприємствах надзвичайно енерго- і ресурсозатратно. Витра-

ти на енергоресурси в структурі собівартості металургійної шихти різних підприємств складають 30...50 % і навіть більше, що на 20...25 % перевищує світові показники.

У зв'язку з вищесказаним, поліпшення якості залізородної сировини є невід'ємним завданням підтримки конкурентоспроможності продукції металургійного комплексу України.

Аналізуючи можливі шляхи поліпшення якості залізородних матеріалів, можна виділити, як один з напрямів, розробку нових технологій рідкофазного синтезу огрудкованої залізородної сировини. На основі теоретичних і дослідних даних, в процесі огрудкування можна конструювати структуру окатиша, створюючи в його об'ємі рудо-паливні композиції, замінюючи певні компоненти, накопичуючи їх в певній послідовності до необхідних розмірів. Таким чином, забезпечуються необхідні металургійні властивості, такі як ступінь металізації, основність, зміст легувальних елементів, залишковий вуглець.

Для визначення можливості отримання частково металізованих окатишів з вуглемісткої шихти на основі рудо-вугільних композицій окатиші отримували на лабораторному тарілчастому грануляторі. Як шихтові матеріали використовувався залізородний концентрат Інгулецького ГЗК, який містить 64,7 % заліза, і коксова дрібниця фракції 0...3 мм. Початкові матеріали змішувалися (можливе спільне подрібнення) і гранулювалися. Змішування окатишів з паливом забезпечило його функціональний розподіл в шаровій системі: на поверхні гранул – пускове паливо 0...3 мм, а в проміжку між гранулами – основне або робоче – 3...7 мм. Паливо фракції 7...10 мм розташовувалося в шарі у вигляді рівноправних гранул з гранулами залізородного матеріалу і виконувало роль палива стабілізації тепла. Розміри окатишів змінювалися в межах 5...12 мм. Вміст вуглецю в окатишах в межах 12...17 %. Отримані окатиші закладаються в шар у суміші з вуглемістким матеріалом. Спінання робилося в лабораторній установці, обладнаній циліндричною чашею діаметром 100 мм. Висота чаші дозволяє спікати шар заввишки до 250 мм. Знизу чаша обладнана знімними колосниковими ґратами (рис. 1). У бічній стінці чаші виконані отвори для установки термодпар. Термодпари захищені кварцовими наконечниками.

Початкові складові шихти окатишів – концентрат Інгулецького ГЗК (64,7 Fe) і коксова дрібниця фракції 0,074 мм, діаметр гранул 5...12 мм. Дослідним шляхом встановлений оптимальний вміст вуглецю в гранулах – 12 %. При 17 % – окатиші зварювалися між собою і помітно погіршували газопроникність шару. Досягши температури в шарі на рівні 1150...1200 °С, проводиться витримка з мінімальною кількістю повітря, яке подається в шар. По закінченню витримки передбачалося охолодження окатишів.

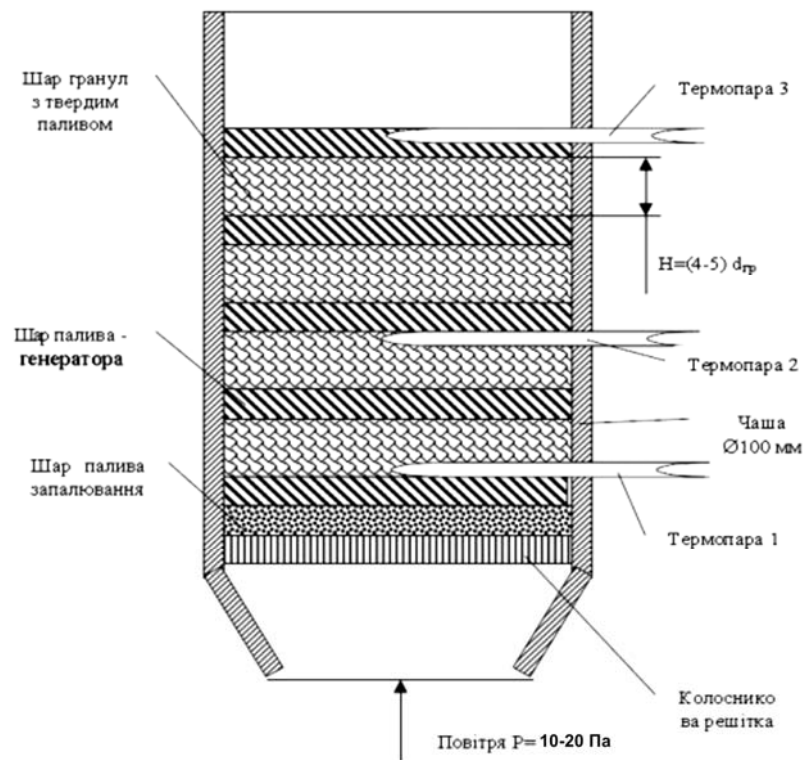


Рис. 1. Чаша спікання

При збільшенні тривалості процесу металізації і ширини вертикального шару палива ступінь металізації окатишів росте (рис. 2, 3). Очевидно, що для збільшення ступеню металізації до 70...80 % необхідно підтримувати ширину вертикального шару твердого палива в межах 45...55 мм, а тривалість процесу металізації – 45...55 хв.

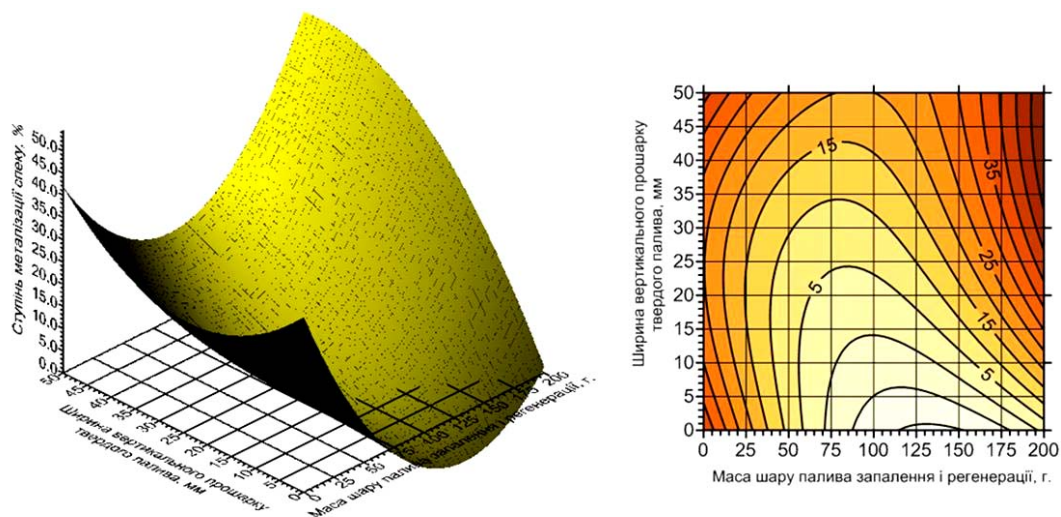


Рис. 2. Вплив тривалості процесу металізації і маси палива шару запалення і регенерації на ступінь металізації окатишів

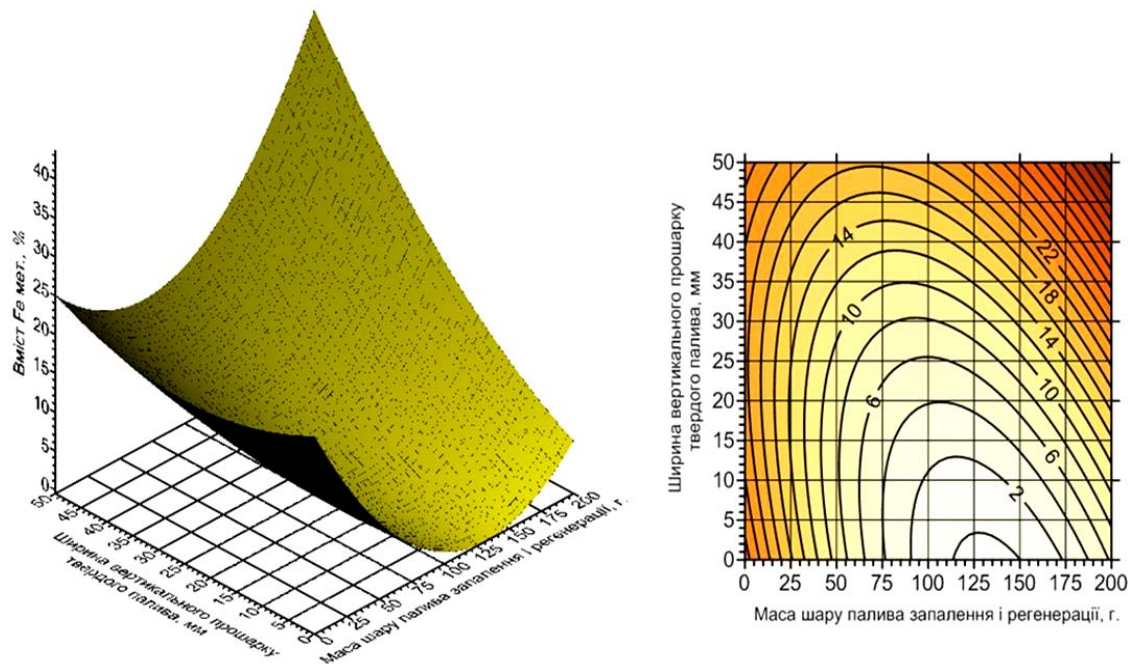


Рис. 3. Вплив ширини вертикального шару і маси палива шару запалення і регенерації на вміст заліза металевого в кінцевому продукті

Досліджена технологічна схема і визначена можливість отримання огрудкованого частково металізованого залізородного матеріалу шляхом змішування окатишів розміром 5...12 мм з твердим паливом, укладання суміші шаром 0,25...0,30 м на колосникові ґрати обпалювальних машин, сушки і агломераційного спікання в режимі фільтрації при розрідженні 2,0...4,0 кПа. В результаті спікання отримуємо частково металізовані спік (ступінь металізації 30...70 %) із залишковим вуглецем для подальшого доменного переділу.

Кобзева А.И., Степанов А.В.

(ДГТУ, г. Днепродзержинск)

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА
ЗАДАННОЙ ПОЛЯРНОСТИ, ПЛОТНОСТИ И ЧАСТОТЫ
НА КРИСТАЛИЗАЦИЮ СЛИТКОВ**

akobzeva@ukr.net

Сегодня для повышения качества металлопродукции используют различные физические методы влияния на кристаллизующийся расплав. Известно, что одним из современных физических методов является наложение электрического тока.

Экспериментально доказано, что применение электрических воздействий при перемешивании расплава перед его заливкой в форму и в процессе кристаллизации приводит к улучшению свойств материала [1...3]. Например, обработка расплава при плотности тока $j = 0,4 \cdot 10^5 \text{ A/m}^2$ позволило увеличить прочность материала (АК7ч) почти на 42%, пластичность на 2,1% [2].

Были проведены опыты на литейных сплавах. Цель настоящей работы — влияние электрического тока, пропускаемого в процессе кристаллизации слитка, и изучение макроструктуры чугуновых слитков под воздействием электрического тока прямой полярности с заданной плотностью и частотой. Для реализации поставленной цели экспериментально исследовалось влияние электрического тока плотностью $j \sim (10^4 \dots 10^7) \text{ А/м}^2$ и заданных полярности, частоты и скважности на сплав.

Были проведены эксперименты по изучению макроструктуры чугуна под воздействием электрического тока прямой полярности с заданной плотностью и частотой. Плавку чугуна марки СЧ 20 производили в печи Таммана.

Проведен анализ особенностей структуры и свойств материала отливок (твердость, удельное электросопротивление). Получили, что обработанные расплавы после затвердевания имеют более мелкозернистую структуру.

Определено, что при кристаллизации расплава под действием тока изменяется структура слитков. Для анализа особенностей микроструктуры материала отливок были сделаны шлифы. В результате проведения структурного сравнительного анализа образцов установлено различие в их структуре. Электрический ток влияет на ориентацию зерен и распределение ликватов.

Литература:

1. Батышев А. И. Литье с применением электромагнитных сил [Текст]: — М. НИИМАШ, 1977, С. 37...53.

2. Деев В.Б. Влияние температурной обработки и электрического тока на свойства алюминиевых сплавов. [Текст] / И.Ф.Селянин, О.И. Нохрина, Н.В. Башмакова // Заготовительное производство в машиностроении. — 2008. — № 4. — С. 50...53.

3. Специальные способы литья [Текст]: справочник / В. А. Ефимов, Г. А. Анисович, В. Н. Бабич и др.; под общ.ред. В. А. Ефимова. — М.: Машиностроение, 1991. — 436 с.

Ковальчук О.Г., Ямшинський М.М.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

МАТЕМАТИЧНИЙ АПАРАТ ДЛЯ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА

medved-aleks@bk.ru

Незважаючи на появу нових методів отримання виливків у сучасному виробництві, як і раніше, значну роль відіграє ливарне виробництво. Удосконалення існуючих технологій і розвиток нових методів лиття дозволяє отримувати виливки, з наперед заданими властивостями.

Водночас економія ресурсів, стислі терміни виконання поставлених завдань ставлять свої вимоги до організації виробничих процесів. Значних результатів у підвищенні якості продукції та зниження матеріальних витрат дозволяє досягти використання сучасної обчислювальної техніки.

У різних областях науки і техніки широко використовується метод математичного моделювання. Цей метод включає в себе розроблення фізичних і математичних моделей, проведення чисельного експерименту із залученням засобів обчислювальної техніки.

На сьогоднішній день є багато програм, які дозволяють будувати математичні моделі для прогнозування будь-яких властивостей. Будь-яка програма вміщує в собі математичний апарат, іноді він дуже складний, але дає можливість будувати точні моделі. Побудова точних моделей вимагає більшого машинного часу та енергоресурсів, що іноді не завжди доцільно.

Для вирішення задачі апроксимації результатів експерименту та побудови математичних моделей під час оброблення експериментальних даних було застосовано “метод найменших квадратів”. Основна ідея цього методу – це мінімізація відхилення апроксимаційної залежності від експериментальних точок.

Оброблення результатів експерименту полягає в побудові апроксимаційної залежності $y = \varphi(x)$ (або регресійного рівняння) по даним, які отримані під час проведення досліджень. Причому апроксимаційна залежність $y = \varphi(x)$ повинна “найкращим” чином відображати дійсний закон $y = f(x)$ функціонування системи, яку досліджують. Така задача виникає тому, що інформацію, яку отримано в експерименті і яку планується використовувати для подальших розрахунків, зручно відображати у вигляді математичної формули. Взагалі можна інформацію представити і в графічному вигляді, що є достатньо наглядним, але розрахунки із графіками вважаються дуже неточними.

Особливістю даної задачі є те, що вид апроксимаційної залежності $y = \varphi(x)$ визначає сам дослідник.

Відповідно до принципу Лежандра, потрібно таким чином виповнити апроксимацію, щоб такі відхилення для всіх точок у сумі були найменшими і має вигляд:

$$Q = \sum_{i=1}^N (\hat{y}_i - y_i)^2 \rightarrow \min ,$$

де Q – сума квадратів відхилень.

Цей вираз є основною ідеєю методу найменших квадратів, який записано у математичному вигляді. Причому потрібно відмітити, що в даному співвідношенні вигляд апроксимаційної залежності не констатовано. Тобто даний принцип має місце для вирішення задачі апроксимації майже будь-якою функцією.

Таким чином, за результатами досліджень були побудовані математичні моделі, які дають можливість отримувати ливарні та механічні властивості за хімічним складом та температурою заливання без застосування технологічних проб. Оскільки іноді не можливо вимірювати температуру заливання кожної форми, нами розраховано другий тип математичних моделей без використання температури випуску і заливання.

Розбіжність значень прогнозованих властивостей між експериментальними та розрахованими за двома типами моделей не перевищує 3...6%.

Костюшко В.О.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

**ВПЛИВ ДЕФОРМАЦІЇ ТА ТЕМПЕРАТУРИ НА СТРУКТУРУ ТА
ФАЗОВІ ПЕРЕТВОРЕННЯ В ПОРОШКОВИХ КОМПОЗИЦІЙНИХ
КВАЗИКРИСТАЛІЧНИХ СПЛАВАХ СИСТЕМИ Al-Fe-Cr**

kostushko93@mail.ru

Особливістю будови квазікристалів є нетрадиційний тип кристалічної решітки, який ґрунтується на квазіперіодичній симетрії і проявляє заборонені законами класичної кристалографії осі симетрії 5-го, 8-го, 10-го і 12-го порядку, а також наявність регулярних порожнин.

Серед низки розроблених квазікристалічних сплавів алюмінію найбільш перспективними вважаються композиційні сплави з дрібнодисперсними квазікристалічними частинками в алюмінієвій матриці, зокрема, системи Al-Fe-Cr. Ці сплави поєднують в собі високу корозійну тривкість, притаманну алюмінієвим сплавам, з унікальним комплексом механічних властивостей, а саме високою міцністю ($\sigma_s = 653$ МПа), яка до того ж зберігається до $T = 573 \dots 623$ К, та достатньою пластичністю ($\delta = 6\%$) та вигідно відрізняються від крихких однофазних QC сплавів і, зокрема, найбільш досліджених сплавів системи Al-Fe-Cu.

Квазікристалічні сплави отримують кристалізацією розплаву в умовах надвисоких швидкостей охолодження ($10^5 \dots 10^6$ К/с) у вигляді луски, спінінгованих стрічок та розпиленого порошку. Застосування QC сплавів в інженерній практиці потребує консолідації подрібненого напівпродукту, яке для сплавів системи Al-Fe-Cr натеper переважно здійснюють шляхом інтенсивної пластичної деформації екструзією при температурах $350 \dots 400$ °С.

Об'єкт дослідження – порошок композиційний квазікристалічний сплав системи Al-Fe-Cr.

Як матеріалу у дослідженнях використовували порошок сплаву $Al_{94}Fe_3Cr_3$ з розміром частинок ≤ 40 мкм, які виготовляли за методом водяного розпилення WA-N шляхом розпилення розплаву з температурою 1573 К. Розпилення проводили струменями води високого тиску (10 МПа) та $pH = 3,5$. За даними об'ємний вміст квазікристалічної фази в порошок $Al_{94}Fe_3Cr_3$ сплаву в загальному випадку не перевищує 30% .

Консолідацію порошоків проводили в умовах одноосової деформації екструзією.

Результати досліджень показали, що в процесі консолідації під дією високого тиску кінетика фазових та структурних перетворень підсилюється внаслідок накопичення лінійних дефектів структури матричного α -Al твердого розчину, що впливає (зменшує) на вміст квазікристалічної фази.

Термічна обробка зразків (порошку, компактів після екструзії) сплаву $Al_{94}Fe_3Cr_3$ в інтервалі температур $380 \dots 530$ °С протягом 30 хвилин призводить до утворення в них метастабільної інтерметалідної фази Al_6Fe , яка існує до температури 530 °С. Подальше підвищення температури відпалу до 600 °С призводить до утворення стабільних інтерметалідів $Al_{13}Fe_4$ і $Al_{13}Cr_2$.

Результати проведених випробувань та розрахунків показали, що мікротвердість компактованих досліджуваних сплавів майже в 1,8 рази перевищує мікротвердість вихідних порошків.

Мікромеханічні випробування засвідчили, що консолідація порошкового сплаву $Al_{94}Fe_3Cr_3$ супроводжується його значним деформаційним зміцненням. Важливим є те, що незважаючи на суттєве зміцнення сплаву характеристика пластичності δ_H зазнає незначних змін, залишаючись наближеною до критичного значення ($\delta_H = 0,90$), яке свідчить про пластичну поведінку матеріалу в умовах розтягнення та згину.

Встановлено, що високий рівень властивостей міцності консолідованого екструзією порошкового сплаву $Al_{94}Fe_3Cr_3$ зберігається в інтервалі критичних температур фазового перетворення квазікристалічної і-фази на кристалічні інтерметалідні сполуки. Різке зменшення властивостей міцності відбувається в області надкритичних температур (вище за $530^\circ C$).

Костюшко В.О.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

ЗАСТОСУВАННЯ ТА ЕКСПЛУАТАЦІЙНІ ВЛАСТИВОСТІ ОКСИДНО-КАРБІДНОЇ РІЖУЧОЇ КЕРАМІКИ

kostushko93@mail.ru

Розвиток сучасного світового машинобудування пов'язаний з розширенням обсягів та номенклатури важкооброблюваних матеріалів (високотвердих легуваних, жароміцних сталей, чавунів та інших сплавів), при різанні яких у зоні контакту з інструментом виникають високі температури (понад $800^\circ C$). Це призвело до зростання обсягу світового споживання ріжучої кераміки.

Область застосування керамічних інструментальних матеріалів значно відрізняється від області застосування металевих інструментальних матеріалів. Різниця у застосуванні інструментальних матеріалів ґрунтується на їх будові, а отже на різниці їх коефіцієнтів в'язкості, хімічної пасивності по відношенню до матеріалу заготовки та контактних процесів, що протікають на їх поверхнях. Можливе розширення області застосування ріжучої кераміки може бути досягнуто не тільки шляхом поліпшення в'язкісних характеристик інструментального матеріалу, але й шляхом правильного планування і розрахунку технологічного процесу обробки [1, 2].

Основною особливістю ріжучої кераміки є відсутність зв'язувальної фази, що значно знижує ступінь її знеміцнення при нагріванні в процесі зношування, підвищує пластичну міцність, що і зумовлює можливість застосування високих швидкостей різання, набагато переважаючих швидкості різання інструментом з твердого сплаву. Якщо граничний рівень швидкостей різання для твердосплавного інструменту при точінні сталей з тонкими зрізами і малими критеріями затуплення становить 500...600 м/хв, то для інструменту, оснащеного ріжучою керамікою, цей рівень збільшується до 900...1000 м/хв.

Оскільки зносостійкість та експлуатаційні властивості інструментальних матеріалів переважно визначаються твердістю, міцністю і термічною

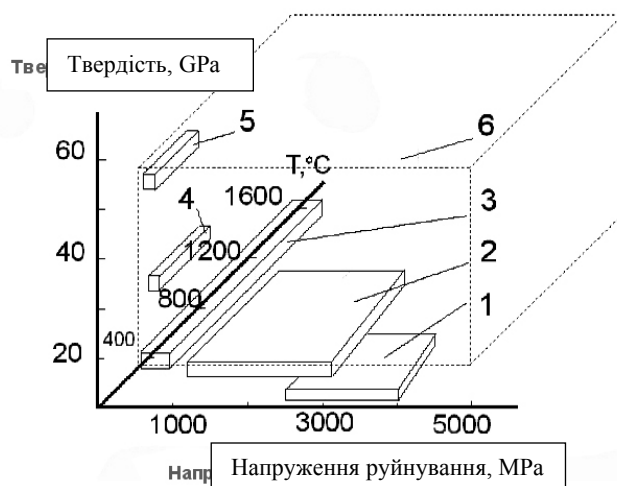
стабільністю структури, то співставлено фізико-механічні характеристики різних класів інструментальних матеріалів (рис. 1).

Промисловість випускає чотири групи ріжучої кераміки: оксидну (біла кераміка) на основі Al_2O_3 , оксикарбідну (чорна кераміка) на основі композиції Al_2O_3 -TiC, оксиднітридну (Кортиніт) на основі Al_2O_3 -TiN і нітридну кераміку на основі Si_3N_4 .

Кераміка оксидно-карбідного типу на основі Al_2O_3 (70%) і TiC (до 30%), з деякими легувальними добавками тугоплавких сполук. Ріжучі пластини отримують гарячим пресуванням. У порівнянні з оксидною керамікою, оксидно-карбідна кераміка має більш високу термостійкість, зносостійкість і твердість. Підвищені фізико-механічні властивості, за рахунок введення тугоплавких сполук, дозволяють успішно застосовувати її для чистової й получістової обробки різанням вуглецевих і легованих сталей, цементуємих і загартованих на твердість HRC 30...50, а також ковких, високоміцних, вибілених чавунів.

Дані досліджень показали, що кераміка оксидно-карбідного типу має досить малий середній показник шорсткості $R_a = 0,764$, порівняно з іншими видами інструментальної кераміки.

Слід відмітити, що висока якість робочих поверхонь ріжучих пластин сприяє покращенню його фрикційних властивостей, що призводить до зменшення складових сили різання, що в свою чергу визначає потужність різання, необхідну для проведення процесу обробки. Як наслідок, зниження сили різання веде до зниження теплового потоку в заготівку, стружку, інструмент і навколишнє середовище.



1 – швидкоріжуча сталь; 2 – твердий сплав; 3 – ріжуча кераміка; 4 – фази високого тиску з нітриду бору; 5 – полікристалічний діамант; 6 – нові спрямовано кристалізовані композитні матеріали

Рис. 1. Співставлення фізико-механічних характеристик різних класів інструментальних матеріалів

Для визначення механічних властивостей було виготовлено мікрошліфи із зразків кераміки. Твердість вимірювали при навантаженні 300

фунтів та тривалості витримки – 5 секунд. Оксидно-карбідна кераміка показала досить високе значення мікротвердості 3375 HV300,0p/5.

Таким чином, встановлено що кераміка оксидно-карбідного типу на основі Al_2O_3 (70%) і TiC (до 30%) за своїми фізико-механічними властивостями не поступається кращим традиційним керамічним інструментальним матеріалам.

Література:

1. G. Spur, *Keramik Bearbeitung*, Carl Hanser Verlag, München Wien, 1989.
2. R. Warren: *Ceramic-Matrix Composites* Blackie, Glasgow and London.

Котова Е.С., Якименко С.С.

(ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ПРОЦЕССА КОВКИ ПУСТОТЕЛЫХ ПОКОВОК

kotova_es1510@rambler.ru

При существующей технологии производства пустотелых поковок процесс протяжки на оправке в большинстве осуществляется комбинированными, реже вырезными бойками. Такие схемы обжатия не позволяют в полной мере устранить существующие дефектыковки, среди которых наиболее часто встречаются трещины, изгиб, разностенность, зажимы, вогнутость торца и др. В связи с этим совершенствование процессаковки пустотелых поковок является важной и актуальной научно-технической задачей.

Высоким потенциалом в этом направлении обладают схемы деформирования с дополнительными макросдвигами. Одним из способов, обеспечивающих интенсивные сдвиги в ковке при её обжатии, являетсяковка (протяжка) скошенными бойками. Цель настоящей работы – определение влияния формы бойков на деформированное состояниековки.

В лаборатории кафедры кузнечно-штамповочного производства были проведены исследования по влиянию формы бойков на распределение деформаций в ковке. Сравнивались две схемы обжатия: традиционными комбинированными бойками (рис. 1, а) и скошенными в плане бойками с углом скоса $\alpha = 15^\circ$ (рис. 1, б). Бойки крепили в специальном штампе, который устанавливали на пресс.

Эксперименты проводили на свинцовых цилиндрических пустотелых образцах. Образцы получали прессованием с последующим сверлением отверстий. Наружный диаметр составил 37 мм, внутренний диаметр – 15 мм. Образцы обжимали со степенью деформации 5, 10, 15, 20%.

О результатах судили по графикам распределения деформаций по сечению пустотелойковки.

Из рис. 2 видно, что с увеличением степени обжатия неравномерность распределения деформаций увеличивается.

Результаты исследований позволяют сделать вывод о том, что использование скошенных бойков при единичном обжатии 5...10% даёт возможность получать пустотелыековки с уменьшенной неравномерностью рас-

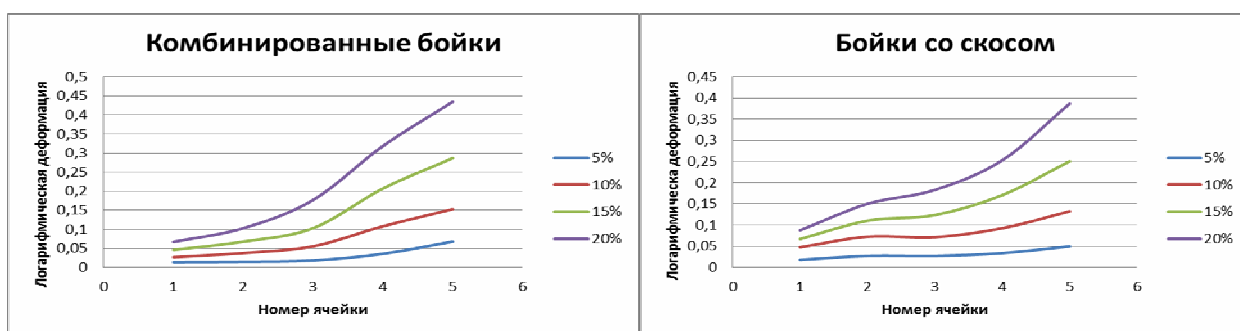
пределения деформаций по сечению заготовки и, как следствие, уменьшает трещинообразование.



а)

б)

Рис. 1. Схема протяжки на оправке: а – комбинированными бойками; б – скошенными бойками



а)

б)

Рис. 2. Распределение логарифмических деформаций по сечению заготовки при обжати комбинированными (а) и скошенными (б) бойками

Левченко Ю.Н., Верховлюк А.М.
(ФТИМС НАНУ, г. Киев)

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ РАСПЛАВОВ СИСТЕМ Al – Cu – Zr и Al – Cu – Zr – Ni с ОГНЕУПОРНЫМИ МАТЕРИАЛАМИ

Получение сплавов в аморфном состоянии разными методами связано с существенными трудностями, которые заключаются в использовании химически активных элементов. Реакционная способность расплавов приводит к взаимодействию с огнеупорными материалами плавильного тигля, что приводит к быстрому износу футеровки плавильно-разливочного узла. Для определения стойкости огнеупоров к расплавам используют метод, который позволяет исследовать межфазное взаимодействие в системе «расплав – огнеупор».

В работе было исследовано межфазное взаимодействие расплавов систем Al – Cu – Zr и Al – Cu – Zr – Ni с огнеупорными материалами в интервале температур от 1023 К до 1723 К.

В качестве подложек использовали графит (мелкокристаллический плотный графит, пирографит, мелкокристаллический графит и электродный графит), алунд, кварцевое стекло. Навески изготовляли из сплавов $Al_{69}Cu_{25}Zr_6$, $Al_{69}Cu_{25}Zr_4Ni_2$.

Исследования по изучению смачиваемости в системе расплав $Al_{69}Cu_{25}Zr_6$ – графит показали, что до 1400 К контактный угол смачивания находится в пределах 90 град. При этом работа адгезии для этих систем составляет 500 мДж/м². Последующее увеличение температуры до 1423 К приводит к растеканию расплава по подложке, изготовленной из мелкокристаллического графита и пирографита, а контактные углы смачивания при этом равны 70 град. и 80 град. соответственно. Это свидетельствует о том, что происходит химическое взаимодействие на межфазной границе в этих системах, что подтверждает значительное увеличение работы адгезии (до 1500 мДж/м²). Что касается подложек, изготовленных из электродного графита, то они активно начинают взаимодействовать с расплавом $Al_{69}Cu_{25}Zr_6$ при температуре 1453 К, при этом контактный угол смачивания находится в пределах 60 град., а работа адгезии – 1750 мДж/м². Как показали исследования, более стойким материалом к расплаву $Al_{69}Cu_{25}Zr_6$ является мелкокристаллический плотный графит. Растекание расплава по поверхности подложки происходит при температуре 1473 К. Установлено, что смачивание этих огнеупорных материалов начинается при выдержке и соответствующей температуре, поэтому жидкий расплав растекается по электродному графиту – через 4 мин., мелкокристаллическому плотному графиту через – 6 мин., пирографиту – через 7 мин. и мелкокристаллическому графиту – через 10 мин.

Эксперименты по исследованию смачиваемости в системе расплав $Al_{69}Cu_{25}Zr_4Ni_2$ – графит имеют похожие результаты. Таким образом, установлено, что контактный угол смачивания (θ) для всех систем (кроме системы расплав – пирографит) лежит в области ниже 90 град. при температуре 1453 К. Значения θ при этой температуре находится в интервале от 30 до 85 град., а работа адгезии для указанной системы составляет от 1500 мДж/м² до 2200 мДж/м². Подложки, изготовленные из пирографита, смачиваются расплавом $Al_{69}Cu_{25}Zr_4Ni_2$ при температуре 1423 К, а контактный угол и работа адгезии равны 50 град. и 2000 мДж/м² соответственно. Установлено, что смачивание данных огнеупоров начинается в интервале времени от 2 до 8 мин.

Аналогичные результаты были получены при исследовании системы расплав $Al_{69}Cu_{25}Zr_6$ – алунд. Жидкий расплав начинает растекаться по алундовой подложке при температуре выше 1453 К. Смачивание алунда и кварцевого стекла расплавом $Al_{69}Cu_{25}Zr_4Ni_2$ начинается при температурах 1420 К и 1360 К соответственно.

Таким образом, полученные результаты по межфазному взаимодействию расплавов $Al_{69}Cu_{25}Zr_6$ и $Al_{69}Cu_{25}Zr_4Ni_2$ с различными огнеупорными материалами показали, что для их плавки можно использовать графитовые и алундовые тигли при температурах до 1453 К.

Лысенко Т. В., Ясюков В.В., Крейцер К.А.
(ОНПУ, г. Одесса)

**ФОРМИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТЕЙ РАЗДЕЛА В
КОМПОЗИЦИОННЫХ ОТЛИВКАХ**

tv12@list.ru

Создание композиционных материалов и изделий стало объектом широкого исследования в последние десятилетия, хотя применение двух или более исходных материалов в качестве компонентов, образующих композиционную среду, существует с тех пор, как люди стали иметь дело с материалами. С самого начала цель создания композитов состояла в том, чтобы достичь комбинации свойств, не присущих каждому из исходных материалов по отдельности. Таким образом, композиты можно изготавливать из компонентов, которые сами по себе не удовлетворяют всем предъявляемым к материалу требованиям. Применительно к литейному производству, композиционные отливки позволяют облегчить решение проблем повышения точности и эксплуатационной надежности отливок. Особенно важно развитие этого направления для отливок, работающих при высоких температуре и динамических нагрузках.

Одной из главных проблем создания композиционных отливок является формирование поверхности раздела (переходного слоя) матрица – композиционный элемент. Изучение переходных слоев показало наличие нескольких типов связи матрицы с композиционным элементом: механической; путем смачивания и пропитки спеченной композиционной вставки матричным металлом; реакционной; оксидной; смешанной. Одним из примеров образования связи путем смачивания и пропитки спеченной композиционной вставки, изготовленной твердофазным спеканием медного порошка, является поршень ДВС, эксплуатируемый при повышенных температурах и ударно-циклических нагрузках. Рост удельной мощности дизельных двигателей за последние 10 лет составил 18...20 %, что привело к повышению термомеханической напряженности поршней. Предельно допустимые температуры головки поршня ограничены из-за опасности закоксования смазочного масла и падения жаропрочности алюминиевых сплавов выше 300°C. Закоксование смазочного масла приводит к спеканию верхних поршневых колец, прорыву газов между поршневыми кольцами и стенкой цилиндра и к износу поршня. Высокая температура на поверхности поршня в сочетании с ударно-циклическими нагрузками приводит к трещинообразованию вследствие увеличения термических напряжений. Кольцевой канал для охлаждения головки поршня, выполненный металлокерамической вставкой, позволил снизить температуру на 30°C за счет улучшения теплоотдачи, увеличить работоспособность двигателя, облегчить массу поршня.

Примером реакционной связи в переходном слое является охлаждаемая лопатка ГТД, выполненная из аустенитного сплава на основе никеля. Оболочковый стержень, полученный твердофазным спеканием или напылением смеси порошков Cr, Ni, Al и Ti, устанавливается в литейную форму и залива-

ється жидким металом в вакуумі. Після закалки с 1050...1150 °С лопатка має структуру твердого розчину, котра в процесі експлуатації підвергається старінню с утворенням двох фаз с однаковою кристалічною решіткою, но нескількою відмінностями друг від друга параметрами. Така структура дозволяє зберегти високу міцність зчеплення матриці с оболочковим стержнем, отримати малу швидкість розриву і, як наслідок, високу жароміцність композиційної литви.

Розглянутими прикладами не вичерпуються можливості композиційного лиття, котрого в ряду випадків є єдиним економічно оправданим процесом, з'єднуючим надійність і технологічність.

Лук'яненко І.В., Михалевич Д.О., Косячков В.О.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

ВПЛИВ КРЕМНІЮ ТА МОДИФІКУВАННЯ МАГНІЄМ НА СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ЧАВУНУ ПІД ЧАС КРИСТАЛІЗАЦІЇ

i11031989@yandex.ru

Зроблена спроба отримати додаткові експериментальні факти для визначення природи рідкого стану чавуну: істинний мольний розчин вуглецю в залізі або дрібнодисперсний колоїдний розчин графіту в залізі, а також визначити природну форму зародків графітової фази: пластинчаста або куляста.

Для отримання зразків з максимальною швидкістю охолодження і дослідження структур на початку евтектичної кристалізації частину чавуну заливали у металевий кокіл, порожнина якого дозволяла кристалізуватися вилівку у вигляді пластини розміром 6×20×25 мм з надливом і двох подовжених циліндрів діаметром 4 мм.

Для отримання зразків з мінімальною швидкістю охолодження і дослідження структур наприкінці евтектичної кристалізації весь залишок рідкого металу в ковші заливали у відкриту разову піщану форму, розташовану в камерному електричному сушилі, розігрітому до температури 180...200 °С. У порожнині підігрітої піщаної форми кристалізувався циліндричний вилівок діаметром 160 мм з нижнім свідком-приливом діаметром 30 мм.

Підвищення вмісту кремнію у вихідному чавуні забезпечували додаванням у розплавлений метал в тиглі печі розрахункової кількості феросиліцію марки ФС75, а також в процесі позапічного оброблення рідкого чавуну в розливному ковші феросиліцій-магнієвим модифікатором ФСМг7.

Підвищення вмісту магнію в чавуні від 0 до 0,03...0,06 % забезпечували в процесі позапічного оброблення рідкого чавуну методом "сендвіч" в розливному ковші феросиліцій-магнієвим модифікатором ФСМг7.

Встановили, що у зразках діаметром 4 мм, у голчастій ледебуритній евтектиці не модифікованого повністю вибіленого низькокремнистого (0,68 % Si), високовуглецевого (4,42 % C) чавуну вже на початку процесу твердіння наявна вже незначна кількість (до 12...18 мм⁻²) включень крупного компактного графіту діаметром 20...30 мкм.

Наприкінці твердіння (зразки, залиті у підігріту піщану форму) цементит ледебуриту відсутній. Евтектика складається з рівномірно розподілених включень пластинчастого графіту довжиною до 100 мкм у металевій матриці з продуктів розпаду аустеніту, переважно фериту.

Комплексне модифікування чавуну магнієм і кремнієм докорінно змінює механізм і кінетику евтектичної кристалізації чавуну. На початку процесу твердіння замість ледебуритної евтектики в структурі половинчастого чавуну утворюється потрійна змішана графіто-цементито-аустенітна (при кімнатній температурі графіто-цементито-перлітна) евтектика.

Наприкінці твердіння у феритній металевій матриці спостерігається до 120 мм^{-2} включень кулястого графіту.

Результати експерименту свідчать на користь дифузійно-коагуляційного механізму формоутворення графіту під час евтектичної кристалізації.

На початку евтектичного перетворення з підвищенням вмісту кремнію в модифікованому чавуні від 2,26 до 7,40 % кількість кулястих графітових включень діаметром більше 6 мкм монотонно збільшується від 450 майже до 1500 мм^{-2} , а наприкінці перетворення з 320 до 741 мм^{-2} . Підвищення кількості включень супроводжується відповідним зменшенням їх діаметру.

При однаковому вмісті кремнію збільшення розмірів графітових включень в процесі евтектичної кристалізації можна пояснити не тільки дифузійним нарощуванням кульок іонами надлишкового вуглецю з аустеніту і ледебуриту, що дисоціюють, в процесі кристалізації чавуну за повністю стабільною системою, але і коагуляцією дрібних кульок у більш крупні.

Малець В.М., Кашицький В.П., Савчук П.П.

(Луцький НТУ, м. Луцьк)

**ОСОБЛИВОСТІ ТЕХНОЛОГІЇ ФОРМУВАННЯ
ЕПОКСИКОМПОЗИТНИХ ПОКРИТТІВ МЕТОДОМ
ПНЕВМАТИЧНОГО РОЗПИЛЕННЯ
viktorya272@gmail.com**

Розвиток сучасної промисловості ставить відповідні вимоги до якості покриттів та раціонального використання їх специфічних властивостей. Основним напрямком вирішення даної проблеми є розробка нових і зміна властивостей існуючих захисних покриттів, у тому числі на основі епоксидних смол, які вирізняються високою механічною і адгезійною здатністю. Однак, такого роду системи мають ряд недоліків: низьку ударну в'язкість, здатність до старіння, низьку термостійкість. Тому актуальним є підвищення фізико-механічних властивостей даних матеріалів шляхом розробки епоксикомпозитних покриттів (ЕКП) при використанні високодисперсних наповнювачів.

Керування структурою та покращення фізико-механічних властивостей ЕКП відбувається за рахунок правильного вибору типу наповнювача і опти-

мального співвідношенням компонентів. Мета даної роботи – розробка складу та технології формування епоксикомпозитних покриттів шляхом нанесення тонкого шару епоксидної композиції стисненим повітрям.

В роботі досліджено епоксикомпозитні матеріали на основі епоксидної смоли марки ЕД-20 (ГОСТ 10587-84) та високодисперсних порошоків: оксиду міді (CuO), алюмінієвої пудри (ПАП-1) та бронзи (БрАЖМц). Тверднення композицій здійснено з використанням поліетиленполіаміну (ПЕПА) (ТУ 6-02-594-70). Технологія формування дослідних зразків полягала у введенні в епоксидний олігомер твердника ПЕПА (12 мас. ч. на 100 мас. ч. ЕД-20) та наповнювача, після чого композицію піддавали механічному вимішуванню для забезпечення високої однорідності системи. Для якісного нанесення композиції пневматичним способом та отримання необхідної в'язкості до системи додавали розчинник 647 в кількості 50 мас.ч. Композицію з вказаними інгредієнтами пневматичним розпилювачем наносили рівномірним шаром на металеву поверхню, яку попередньо обробляли абразивом М40 (ГОСТ 3647-80) для досягнення шорсткості $R_a = 3$ мкм і очищали розчинником. При цьому тиск повітря в розпилювачі становив 6...8 атм. Сопло розпилювача розташовували на відстані 30...50 мм від металевої поверхні.

Розроблені ЕКП досліджували на адгезійну міцність при нормальному відриві (ГОСТ 14759-69), ударну міцність (ГОСТ 4765-73) та внутрішні напруження консольним методом (ГОСТ 13036-67).

Оптимальні фізико-механічні характеристики отримано при введенні в склад композиції порошку алюмінієвої пудри в кількості 6 мас.ч., що забезпечило високі значення адгезійної міцності ($\sigma_a = 63,4$ МПа) та міцності на удар ($A = 20,76$ Дж) та призвело до зниження залишкових напружень ($\sigma_b = 1,5$ МПа). Даний наповнювач сприяє утворенню міцного зв'язку між поверхнею наповнювача і полімерною матрицею з мінімальними внутрішніми напруженнями, завдяки високій здатності до змочування полімером та утворенню однорідної композиції. Введення до епоксикомпозиту оксиду міді в кількості 3 мас.ч. призводить до значного зниження адгезійно-міцнісної характеристики ($\sigma_a = 14$ МПа) через формування системи з підвищеним напруженим станом ($\sigma_b = 11$ МПа). При застосуванні в якості наповнювача порошку бронзи (12 мас. ч.) спостерігається зниження ударної міцності на 45%, що пов'язано з надлишковим вмістом порошку.

Отже, в результаті проведених досліджень підтверджено, що застосування високодисперсних наповнювачів забезпечує формування ЕКП з високими механічними властивостями для захисту поверхонь обладнання від атмосферного та хімічного впливу.

Малинов В.Л.

(ГВУЗ «ЛГТУ» г. Мариуполь)

**НОВЫЕ НАПЛАВОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩИЕ
ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ЗА СЧЕТ МНОГОФАЗНОЙ
СТРУКТУРЫ С МЕТАСТАБИЛЬНЫМ АУСТЕНИТОМ**

malinov.v.l@gmail.com

В данной работе обобщены результаты исследований по созданию экономичных наплавочных материалов для деталей, подвергающихся механическому изнашиванию металла о металл в различных условиях. При их использовании достигается повышенная эксплуатационная стойкость и технологичность за счет получения многофазной структуры наплавленного металла, одной из основных фаз которой является метастабильный аустенит, претерпевающий при нагружении динамическое деформационное мартенситное превращение (ДДМП). При этом достигается адаптация наплавленного металла к условиям эксплуатации, и на реализацию превращений расходуется значительная часть энергии внешнего воздействия, соответственно, меньшая её часть идёт на разрушение наплавленного металла.

Разработаны новые экономнолегированные наплавочные материалы, на Fe-Mn-C и Fe-Cr-Mn-C основе, обеспечивающие получение наплавленного металла различных структурных классов: мартенситного, аустенитно-мартенситного, мартенситно-аустенитного, аустенитного. Наплавленный металл легирован небольшим количеством титана для измельчения зерна и повышения износостойкости за счет получения карбидов высокой твердости.

В производственной практике для уменьшения напряжений в основном и наплавленном металле широко применяется отжиг, предусматривающий нагрев деталей ниже температуры A_{c1} на 500...650 °С, выдержку и охлаждение на воздухе. Однако износостойкость наплавленного металла бейнитного и мартенситного классов после такой термообработки зачастую существенно снижается по сравнению с уровнем после наплавки.

Для условий сухого трения без коррозионного воздействия разработана экономичная порошковая лента, обеспечивающая получение малоуглеродистого наплавленного металла на Fe-Mn-C основе со структурой мартенсита. Для повышения износостойкости предложено взамен отжига с нагревом ниже A_{c1} , использовать нормализацию с нагревом в межкритический интервал температур (МКИТ) $A_{c1} - A_{c3}$. По мере повышения содержания марганца, температуры критических точек снижаются, и при 8 % Mn оптимальная температура нагрева в МКИТ составляет 620...650 °С. При этом обеспечивается получение многофазной структуры с 15...20 % метастабильного аустенита. После термообработки наплавленный металл по износостойкости в 3,5 раза превосходит, наплавленный ПП-Нп 18Х1Г1М.

Для деталей, работающих в условиях контактно-усталостного нагружения без коррозионного воздействия, разработана порошковая лента, обеспечивающая получение низкоуглеродистого низкохромистого наплавленного металла на Fe-Cr-Mn-C основе с аустенитно-мартенситной структурой. По-

вышенное содержание аустенита (~60 %) обеспечивает сопротивление образованию холодных трещин, что позволяет осуществлять наплавку без подогрева. При содержании в наплавленном металле небольшого количества хрома одним из факторов, повышающих износостойкость, является активизация ДДМП. Износостойкость наплавленного металла превосходит более, чем в 3 раза, достигаемую при использовании ПП-Нп 18Х1Г1М.

Применительно к восстановлению и упрочнению деталей, подвергающихся изнашиванию металла о металл в сочетании с коррозионным воздействием и термическими ударами (например, роликов МНЛЗ) разработана порошковая лента, обеспечивающая получение низкоуглеродистого высокохромистого наплавленного металла на Fe-Cr-Mn-C основе. За счет оптимального легирования марганцем, обеспечивающим получение в структуре наряду с мартенситом 20...30 % метастабильного аустенита, достигаются повышенные трещиностойкость, разгаростойкость и возможность наплавки при сравнительно низкой температуре подогрева до 200°C. Износостойкость наплавленного металла в условиях сухого трения при нормальной температуре и при 550°C превышает достигаемую при наплавке Св-12Х13 в 2 раза.

Для деталей, работающих в условиях, сочетающих контактно-усталостное нагружение, трение скольжения и воздействие коррозионной среды, эффективно применение материалов, обеспечивающих получение хромомарганцевого наплавленного металла со структурой метастабильного аустенита. Первые наплавочные материалы этого типа были созданы под руководством М.И. Разикова (электроды УПИ 30Х10Г10 и порошковая проволока ПП-30Х11Г12Т). Их широкому применению препятствует трудная обрабатываемость резанием наплавленного металла. В связи с этим совместно с ООО «ТМ ВЕЛТЕК» разработана порошковая проволока, обеспечивающая получение низкоуглеродистого наплавленного металла на Fe-Cr-Mn-C основе, имеющего структуру метастабильного аустенита, обладающего улучшенной обрабатываемостью резанием и высокой износостойкостью. Наплавка новой порошковой проволокой может осуществляться без подогрева. Она выпускается в промышленных масштабах. Ее применение эффективно для наплавки крановых колес, буферных слоев перед упрочняющей наплавкой и др.

Высокий отпуск при 600°C, проводимый для уменьшения напряжений и разупрочнения ЗТВ, дестабилизирует аустенит по отношению к ДДМП. При этом износостойкость наплавленного металла в 4...5 раз превышает достигаемую наплавкой ПП-Нп 18Х1Г1М.

Обработка способом поверхностной пластической деформации (ППД) аустенитного наплавленного металла позволяет повысить сопротивление смятию и износостойкость в условиях сухого трения в 1,5 раза. Наиболее высокая износостойкость достигается после ППД при получении в структуре наряду с метастабильным аустенитом 30...35 % мартенсита. При этом твердость возрастает от 220...280 НВ до 350...400 НВ. Повышение твердости до максимально уровня (~500 НВ) происходит в процессе эксплуатации за счет дополнительного образования в структуре мартенсита деформации.

Малинов Л.С., Бакума А.О., Вознюк Н.А.

(ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)

**ПОВЫШЕНИЕ АБРАЗИВНОЙ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ
СТАЛЕЙ ДИ42 И 65Х2МФС И ЧУГУНА ИЧХ16М2 ЗА СЧЕТ
ПОЛУЧЕНИЯ НАРЯДУ С ДРУГИМИ СОСТАВЛЯЮЩИМИ
МЕТАСТАБИЛЬНОГО АУСТЕНИТА**

leonid-malinov@yandex.ru

В работе ставилась задача повышения абразивной износостойкости футеровочных сталей ДИ-42, 65Х2МФС и чугуна ИЧХ16М2.

Исследовалось влияние температуры нагрева (900, 1000, 1100, 1150 °С) при проведении нормализации на структуру, твердость и сопротивление абразивному изнашиванию указанных выше материалов. Окончательной термообработкой служил низкий отпуск при 200 °С 1 ч.

Аналогичные режимы термообработки были реализованы после предварительной цементации сталей ДИ-42, 65Х2МФС в твердом карбюризаторе при 930 °С в течение 10 ч.

В работе применялись металлографический, дюраметрический, рентгеноструктурный методы анализа, а также определялась относительная абразивная износостойкость. Испытания на абразивный износ проводились по методу Бринелля-Хаурта. В качестве эталона использовались образцы из стали ДИ-42, термообработанные по типовой технологии, применяемой на одном из предприятий, включающей нормализацию с 930 °С и отпуск при 300°С 2 ч.

Из полученных данных следует, что повышение температуры нагрева с 900 до 1150 °С при проведении нормализации в исследованных сталях уменьшает твердость на 9...10 НРС за счет увеличения в структуре количества остаточного аустенита и снижения, соответственно, доли мартенсита и карбидов. Относительная абразивная износостойкость в зависимости от температуры нормализации изменяется по кривой с максимумом. У сталей ДИ-42 и 65Х2МФС он приходится на температуры 1000 и 1050°С соответственно и равен у первой стали $\epsilon=1,6$, а у второй $\epsilon=1,8$. Этому соответствует количество остаточного аустенита ~20 и 25 %. В зоне износа после испытаний его практически не остается, а доля мартенсита возрастает, что свидетельствует о протекании динамического деформационного мартенситного превращения (ДДМП), обеспечивающего повышение абразивной износостойкости. Более высокие температуры нагрева, чем оптимальные, при нормализации, хотя и увеличивают количество остаточного аустенита, снижают абразивную износостойкость за счет существенного уменьшения таких структурных составляющих как отпущенный мартенсит и карбиды, а также вследствие стабилизации остаточного аустенита по отношению к ДДМП.

После предварительной цементации твердость нормализованных с разных температур образцов выше, чем без нее, а характер изменения относительной абразивной износостойкости от температуры нагрева под нормализацию аналогичен рассмотренному выше. У обеих сталей максимум износостойкости

стойкости наблюдается после нормализации с 1100°C и составляет у ДИ-42 – $\varepsilon=2,2$, а у 65Х2МФС – $\varepsilon=2,5$.

Заметное возрастание износостойкости после предварительной цементации обусловлено повышением содержания углерода в мартенсите отпуска, увеличением количества карбидов и метастабильного остаточного аустенита, степенью упрочнения мартенсита и аустенита при изнашивании, образованием мартенсита деформации и протеканием динамического старения, а также сильного диспергирования структуры.

Важно подчеркнуть, что наименьшие весовые потери при абразивном изнашивании наблюдаются не в самом поверхностном слое, имеющем преимущественно мартенситно-карбидную структуру, а в следующем за ним, в котором структура мартенситно-аустенитно-карбидная с повышенным количеством метастабильного аустенита (до 40 %). Отпуск при 450°C 1 ч дополнительно повышает абразивную износостойкость.

Полученные результаты позволяют рекомендовать для повышения абразивной износостойкости сталей ДИ-42 и 65Х2МФС проведение нормализации с 1000 и 1050°C соответственно. Температура отпуска должна составлять 200°C , 1 ч., что экономичнее, чем в случае типовой термообработки, предусматривающей отпуск при 300°C , 2 ч. Для наиболее значительного повышения абразивной износостойкости может быть применена предварительная цементация с последующей нормализацией с 1100°C и отпуском при 450°C , 1 ч.

Типовая термообработка чугуна ЧХ16М2 предусматривает нормализацию с $900\dots 930^{\circ}\text{C}$ для получения мартенситно-карбидной структуры высокой твердости ($> 60\text{HRC}$). В данной работе температуры нагрева при проведении нормализации варьировались от 900 до 1150°C . Отпуск после нормализации осуществлялся при 200 , 400 и 600°C с выдержкой 1 ч. Полученные в работе данные свидетельствуют о том, что с повышением температуры нагрева с 900 до 1150°C , при нормализации относительная абразивная износостойкость практически линейно увеличивается. Ее максимум ($\varepsilon=2,85$) наблюдается после нормализации с нагревом на 1150°C , несмотря на то, что твердость снижается с 64HRC до 59HRC . Согласно данным рентгеновского анализа, наряду с мартенситом и карбидами $(\text{Fe}, \text{Cr})_{23}\text{C}_6$ в структуре присутствует $\sim 60\%$ остаточного аустенита, снижающего твердость. В процессе изнашивания он частично превращается в мартенсит деформации ($\sim 20\%$), что и обеспечивает повышение абразивной износостойкости. Проведение отпуска в интервале $250\dots 600^{\circ}\text{C}$ после нормализации с 1150°C показало, что дополнительное повышение абразивной износостойкости ($\varepsilon \sim 3$) наблюдается после нагрева на 450°C и выдержки 1 ч, что обусловлено выделением дисперсных карбидов и дестабилизацией аустенита, оптимизирующей развитие $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения.

Следует ожидать, что получение во многих сталях и чугунах, подобных исследованным, наряду с отпущенным мартенситом и карбидами определенного для конкретных условий абразивного воздействия количества и степени

стабільності остаточного аустенита, дозволить суттєво підвищити довговічність багатьох деталей і інструмента, працюючих в умовах абразивного изнашивания.

Малинов Л.С., Бузова Д.В., Гоманюк В.Д.

(ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)

**ЭНЕРГОСБЕРЕГАЮЩИЕ РЕЖИМЫ ТЕРМООБРАБОТКИ
СТАЛЕЙ С НАГРЕВОМ В МЕЖКРИТИЧЕСКИЙ ИНТЕРВАЛ
ТЕМПЕРАТУР (МКИТ)**

leonid-malinov@yandex.ru

В настоящее время энергосбережение является чрезвычайно актуальной проблемой. Одним из направлений ее решения является разработка режимов термообработки доэвтектоидных конструкционных сталей с нагревом в МКИТ. В работе исследовано их влияние на структуру и механические свойства малоуглеродистых (20ГЛ, 20ГФЛ, 14Г2, 15Г) и среднеуглеродистых (45Г, 40ХН, 40ХН2МА, 30ХГСА, 38ХС) сталей. Обычно такие режимы для них не применяются.

Установлено, что нормализация с нагревом в межкритический интервал температур малоуглеродистых сталей, по сравнению с нормализацией по типовому режиму, позволяет получить более благоприятный уровень свойств. Во всех исследуемых сталях наблюдается повышение прочностных свойств при сохранении на достаточном уровне пластичности и ударной вязкости. Нормализация с нагревом в МКИТ позволяет снизить энергозатраты на термообработку. Для сталей 14Г2, 15Г, 20ГЛ дополнительно были проведены нормализация с нагревом в МКИТ с предварительной или последующей аустенитизациями, после которых охлаждение осуществлялось на воздухе (в первом случае до температуры МКИТ, а во втором – до комнатной). Предварительная аустенитизация перед выдержкой в МКИТ создает мелкозернистость структуры, облегчающей перераспределение элементов в МКИТ. Кратковременная аустенитизация после выдержки в МКИТ исключает выравнивание состава аустенита и так же, как и в предыдущем случае, обеспечивает получение мелкого зерна. Первый вариант проще, чем кратковременная аустенитизация после выдержки в МКИТ, так как его можно осуществить в одной печи.

Указанные обработки позволяют получить повышенные механические свойства. Закалка с нагревом в МКИТ и низкий отпуск всех исследованных малоуглеродистых сталей обеспечивают у них уровень прочностных свойств несколько более низкий, чем после закалки с нагревом выше A_{c3} , при более высокой пластичности. Применение закалки с нагревом в МКИТ и высокого отпуска при более низкой (на 100 °С) температуре обеспечило примерно такой же комплекс механических свойств, что и после улучшения по типовому режиму. Применение изотермической закалки с нагревом в МКИТ по сравнению с улучшением по типовому режиму позволяет получить в исследованных малоуглеродистых сталях более высокие прочностные характеристики, при повышенных значениях пластичности и ударной вязкости. Для исследованных сталей проведен и показал высокий уровень свойств режим термооб-

работки, заключающийся в изотермической закалке с выдержкой в МКИТ и предварительной аустенитизацией. Прочность и ударная вязкость значительно превосходят эти характеристики после улучшения. Несколько увеличиваются и пластические характеристики.

Обычно среднеуглеродистые низколегированные стали для получения у них хорошего сочетания прочностных свойств, пластичности и ударной вязкости подвергают улучшению или изотермической закалке. При этом нагрев под закалку осуществляют в аустенитную область с небольшим превышением A_{c3} . Однако есть альтернативный путь получения хорошего комплекса механических свойств при меньшем расходе энергоносителей. Это достигается созданием в сплавах многофазной структуры, одной из основных составляющих которой является метастабильный аустенит, претерпевающий деформационное мартенситное превращение. Объектом исследования служили стали 45Г, 40ХН и 40ХН2МА, 378Хс, 30ХГСА. Температура нагрева под закалку варьировалась от 750 до 820°C. Время выдержки в МКИТ изменялось от 30 до 90 мин. Отпуск проводился в интервале 500...650°C, 1ч. Осуществлялась также изотермическая закалка из МКИТ при 300...350°C с выдержкой 1 ч. Во всех случаях полученные механические свойства сравнивались с таковыми после термообработки по типовому режиму с нагревом под закалку в аустенитную область.

Несмотря на различие химсостава исследованных сталей, в них проявляются общие закономерности. Установлено, что, чем выше температура нагрева в МКИТ (при одной и той же выдержке), тем выше прочностные свойства и ниже пластичность и ударная вязкость. Повышение температуры нагрева в МКИТ увеличивает количество аустенита перед охлаждением, но снижает в нем содержание углерода и степень его легирования. При проведении закалки из МКИТ достигается менее высокий уровень прочностных свойств, чем после обычной закалки с нагревом выше A_{c3} , но при этом обеспечивается более высокая пластичность и ударная вязкость. Для каждой стали необходимо подбирать режим нагрева в МКИТ под закалку, при котором после отпуска может быть получен хороший комплекс механических свойств, удовлетворяющий требованиям, предъявляемым к стали определенного химического состава. Некоторое снижение температуры высокого отпуска закаленных из МКИТ сталей, позволило получить в них такой же уровень механических свойств, как и после улучшения по типовому режиму с закалкой из аустенитной области. Применение изотермической закалки с нагревом в МКИТ, по сравнению с улучшением позволяет получить в исследуемых сталях более высокие характеристики пластичности при близком уровне прочностных свойств. Эффективным оказался режим термообработки, заключающийся в изотермической закалке из МКИТ с предварительной аустенитизацией.

Рационально нагревать стали в МКИТ на температуру $A_{c1} + (50...70)^\circ\text{C}$. Для каждой стали существует оптимальный режим нагрева в МКИТ и изотермической выдержки в бейнитном интервале температур, обеспечивающий наиболее благоприятный уровень механических свойств. Так, например, сталь 40ХН2МА после изотермической закалки с нагревом в МКИТ (750°C, 1 ч) и изотермической выдержке при 350°C имеет следующие механические свойства: $\sigma_B = 1011$ МПа, $\sigma_T = 910$ МПа, $\delta = 19\%$, $\varphi = 48\%$. После улучшения по

типовой технологии при близких прочностных свойствах относительное удлинение не превышает 10...12 %.

Малинов Л.С., Малинов В.Л.
(ГВУЗ «ЛГТУ» г. Мариуполь)

**РЕАЛИЗАЦИЯ ПРИНЦИПА ПОЛУЧЕНИЯ МНОГОФАЗНЫХ
МЕТАСТАБИЛЬНЫХ УПРАВЛЯЕМО
САМОТРАНСФОРМИРУЮЩИХСЯ СТРУКТУР ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ
ДОЛГОВЕЧНОСТИ БЫСТРОИЗНАШИВАЮЩИХСЯ ДЕТАЛЕЙ**
leonid-malinov@yandex.ru

Принцип получения многофазных метастабильных управляемо само-трансформирующихся структур предложено использовать для создания экономнолегированных сплавов и наплавочных материалов, не содержащих дорогих легирующих элементов (Ni, Co, W и др.), а также упрочняющих технологий, существенно повышающих долговечность быстроизнашивающихся деталей машин. Это значительно расширяет возможности реализации идеи, высказанной И.Н. Богачевым и Р.И. Минцем еще в 50-х годах прошлого века по использованию метастабильных аустенитных сплавов, в которых повышение механических и служебных свойств обеспечивается мартенситными деформационными превращениями, протекающими в процессе нагружения при испытаниях механических свойств и/или эксплуатации. Химический состав сплавов и их обработка должны обеспечивать получение многофазных метастабильных структур, в которых присутствуют мартенсит и/или бейнит, феррит, карбиды, нитриды, карбонитриды, метастабильный аустенит. Не всегда могут быть получены все указанные структуры, но метастабильный аустенит должен присутствовать обязательно, даже в небольшом количестве ($\leq 10...15\%$). Его превращение в мартенсит при деформации (эффект самозакалки при нагружении) является важным механизмом не только упрочнения, но и релаксации микронапряжений. В процессе испытаний свойств или эксплуатации могут протекать другие структурные и фазовые превращения: образование дефектов упаковки, двойникование, обратные мартенситные превращения, изменение плотности дислокаций, динамическое старение, сильное диспергирование структуры вплоть до наноразмерного состояния и др. При этом необходимо управлять структурными и фазовыми превращениями, оптимизируя их применительно к конкретным условиям. На развитие этих превращений расходуется значительная часть энергии внешнего воздействия и, соответственно, ее меньшая часть идет на разрушение.

Перспективным направлением является создание на указанном выше принципе экономнолегированных низко- и малоуглеродистых сталей мартенситного и бейнитного классов (эффект самозакалки при охлаждении). При их термообработке исключается применение неэкологичного масла. Они закачиваются на воздухе или по схеме вода-воздух, что исключает коробление и трещинообразование. Эти стали могут применяться после энергосберегающих технологий термообработки (охлаждение с прокатного нагрева на воз-

духе). Снижение углерода в них ($\leq 0,08\%$), а также примесей (S, P, O₂, H₂ и др.), применение микролегирования и модифицирования, а также термopластической обработки, в результате которой создаются наноразмерные элементы структуры, позволяют получить в новых сталях высокий уровень механических свойств. Другим перспективным направлением является разработка марганцовистых и хромомарганцовистых сталей мартенситно-аустенитного, аустенитно-мартенситного и аустенитно-мартенситно-карбидного классов. Они могут использоваться в качестве высокопрочных коррозионно- и износостойких. В них самотрансформация структуры происходит как при охлаждении на воздухе, так и при нагружении.

Большие возможности в повышении долговечности деталей и инструментов при абразивном и ударно-абразивном изнашивании открывает создание и широкое внедрение в производство экономнолегированных сплавов, имеющих структуру метастабильного аустенита, армированного упрочняющими фазами. В них динамические деформационные мартенситные превращения и старение должны иметь оптимальное развитие применительно к конкретным условиям эксплуатации. По износостойкости новые материалы значительно превосходят более дорогие, традиционно применяемые.

Еще одним важным направлением является создание экономнолегированных наплавочных материалов различных структурных классов с эффектом самотрансформации структуры при охлаждении на воздухе и/или нагружении. Применение таких материалов для реновации деталей даёт большой экономический эффект. Важное значение в повышении долговечности деталей и инструментов имеют упрочняющие технологии, обеспечивающие эффект самотрансформации при нагружении в поверхностном слое.

Значительное повышение долговечности деталей в ряде случаев обеспечивают закалка с повышенных температур, изотермическая, ступенчатая, прерванная закалки, проведенные по нестандартным режимам, комбинированные обработки, включающие получение избыточного (сверх оптимального) количества метастабильного аустенита, последующее его упрочнение и частичное разложение с образованием мартенсита; применение отпуска для получения в структуре метастабильного аустенита оптимального количества и стабильности; использование источников концентрированной энергии для упрочнения поверхности и получения в ней метастабильного аустенита; различные виды комбинированных обработок, включающие деформационно-термическую, химико-термическую и термическую обработки, позволяющие получить многофазную структуру с метастабильным аустенитом и, соответственно, повышающие конструкционную прочность.

Рассмотренный принцип реализован при создании экономнолегированных сталей для быстроизнашивающихся деталей дробления различных материалов, звеньев цепи чугуноразливочной машины, футеровочных плит тракта транспортировки сыпучих материалов; разработке порошковых ленточных и проволочных электродов для реновации опорных роликов, крановых колес, щек камнедробилок и других деталей; внедрении новых упрочняющих тех-

нологий клапанов распределительных коробок гидравлического прессы, молотков зернодробилок, режущих дисков горнопроходческих комплексов и др.

Малинов Л.С.

(ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)

**ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ В
МАРГАНЦЕВЫХ И ХРОМОМАРГАНЦЕВЫХ СТАЛЯХ ПОД
ВЛИЯНИЕМ ЛАЗЕРНОЙ И ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ (ЭЛО)
ОБРАБОТОК**

leonid-malinov@yandex.ru

Влияние лазерной и электронно-лучевой обработок, широко применяемых в производстве, мало изучено применительно к марганцевым и хромомарганцевым сталям. Учитывая, что в них могут протекать разнообразные структурные и фазовые превращения, не встречающиеся в других промышленных сплавах, следовало ожидать не встречающихся ранее особенностей в изменении структуры под высокоэнергетическим воздействием.

Исследование проведено на марганецсодержащих 05Г8, 05Г10, 05Г14, 05Г15, 05Г22, 05Г29, 30Х10Г10, 40Х14АГ12Ф2, 120Г6Ф2, 110Г13 сталях различных структурных классов: мартенситного, аустенитного и переходного.

Лазерную обработку проводили на установке ЛГН-702, представляющей собой лазер непрерывного действия с выходной мощностью 800 Вт. Электронно-лучевая обработка (ЭЛО) осуществлялась на установке У 250 А с электронной пушкой У 530 М. Ускоряющее напряжение составляло 30 кВ. Плотность поглощенной мощности изменялась от $1 \cdot 10^4$ до $6,8 \cdot 10^4$ Вт/см².

Проводились металлографические, дюрOMETрические исследования, рентгеновским методом определялся фазовый состав.

Несомненный интерес представляют данные, полученные на низкоуглеродистых марганцовистых мартенситных сталях 05Г8 и 05Г10. Обычно в средне- и высокоуглеродистых сталях мартенситного класса после лазерной обработки микротвёрдость повышается. В отличие от этого, в исследованных сталях лазерная обработка при сравнительно небольших скоростях перемещения образцов относительно лазерного луча (100...200 мм/мин) приводит к существенному снижению микротвёрдости по сравнению с ее значениями после общей закалки. При 10% Mn она снижается от $H_{0,980} 3800$ до 2850 МПа. Это обусловлено образованием остаточного аустенита и уменьшением количества мартенсита, о чем свидетельствуют данные рентгеновского анализа. Наибольший прирост микротвёрдости после лазерной обработки наблюдается в сталях с 14...15 % Mn, имеющих трёхфазную структуру ($\alpha'+\epsilon+\gamma$) и низкую стабильность аустенита. Под влиянием напряжений, вызванных большими скоростями нагрева и охлаждения, в этих сталях происходит превращение аустенита в мартенсит, что было впервые установлено в работе автора с сотрудниками еще в 1987г. В сталях 03Г14 и 03Г15 увеличение количества мартенсита под влиянием лазерной обработки составляет 25 и 18 % соответственно. По мере повышения содержания марганца и увеличе-

ния стабильности аустенита микротвёрдость снижается. Однако в сталях, содержащих 16...25 % Mn с двухфазной ($\epsilon+\gamma$) структурой, после лазерного воздействия ещё обнаруживается образование α -мартенсита при некотором уменьшении количества ϵ -фазы. При содержании марганца в стали 29 % мартенситные фазы отсутствуют, и увеличение микротвёрдости при лазерном воздействии обусловлено наклёпом аустенита.

Метастабильные аустенитные стали 30X10Г10, 40X14АГ12Ф2, 120Г6Ф2 после общей закалки от 900°C и локального лазерного воздействия по оптимальному режиму имели микротвёрдость $H_{0,980}$ 6140, 6700, и 7200 МПа соответственно. Это обусловлено не только наклёпом аустенита, но и образованием мартенсита, что подтверждается данными рентгеновского анализа. Даже в стали 110Г13 с повышенной стабильностью аустенита лазерное воздействие вызывает образование небольшого количества мартенсита. Большая стабильность аустенита в этой стали, чем в 120Г6Ф2, обуславливает и более низкий уровень её упрочнения под воздействием лазера в исследованном диапазоне скоростей перемещения образцов относительно лазерного луча. Способность аустенита к мартенситному превращению при лазерной закалке зависит от предварительной общей термической обработки. В стали 120Г6Ф2 предварительная закалка от 900°C позволяет после лазерной обработки получить микротвёрдость $H_{0,980}$ 7200 МПа. Это существенно выше, чем после закалки от 1100°C ($H_{0,980}$ 5600 МПа), когда из-за более полного растворения карбидов устойчивость аустенита к мартенситному превращению выше, чем в предыдущем случае. Уменьшению стабильности аустенита и увеличению микротвёрдости после лазерной обработки способствует также предварительное старение. В стали 120Г6Ф2 после старения при 650°C 1ч лазерная обработка позволяет получить наиболее высокие значения микротвёрдости ($H_{0,980}$ 8400...9000 МПа). В результате можно получить мартенситные участки высокой твёрдости, чередующиеся с аустенитными низкой твёрдости.

ЭЛО марганецсодержащих сталей без расплавления приводит к аналогичным результатам. В стали 03Г10, имеющей мартенситную структуру (α'), ЭЛО вызывает образование аустенита, что снижает микротвёрдость. Особенно это проявляется при увеличении силы тока луча до 10 мА. В сталях 05Г14, 05Г22 со структурой метастабильного аустенита, в результате его превращения в мартенсит, при тех же условиях обработки происходит увеличение микротвёрдости. Аналогичный результат наблюдается и в других метастабильных аустенитных сталях, что обусловлено, как отмечалось ранее, образованием под влиянием напряжений мартенсита. Изменением параметров лазерной обработки и ЭЛО, а также предварительной термообработки можно управлять структурой и фазовым составом.

Приведенные данные показывают большие возможности в получении регулярной макронеоднородной структуры, сочетающей высокую прочность мартенсита и пластичность аустенита. Это позволяет также в одном материале иметь участки с различными физическими свойствами, например, ферро-

магнитные и парамагнитные. Получение чередующихся твердых и пластичных структурных составляющих в одном материале обеспечивает повышение его износостойкости.

Малинов Л.С.

(ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)

**СОЗДАНИЕ РЕГУЛЯРНЫХ МАКРОСКОПИЧЕСКИХ
ГРАДИЕНТОВ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТАВА НА
ПОВЕРХНОСТИ СПЛАВОВ СОЧЕТАНИЕМ ОБЩЕЙ И
ЛОКАЛЬНОЙ ОБРАБОТОК**

leonid-malinov@yandex.ru

Известно, что армированные материалы обладают высокой конструкционной прочностью, в связи с чем находят широкое применение в технике. Их создают соединением разнородных металлов (сплавов) способами литья, прокатки, сварки, наплавки и др. Одним из перспективных направлений получения таких материалов является использование предложенного автором еще в 70-е годы прошлого века создание регулярных макроскопических градиентов структуры за счет использования дифференцированных обработок. Принцип их проведения заключается в сочетании общего (объемного) и локального (местного) воздействия на материал. Последнее возможно тогда, когда механические, тепловые, магнитные и другие поля распределяются не равномерно по объему изделия, а локализуются в его отдельных участках или слоях. В результате фазовые и структурные превращения протекают не одновременно, а в разной последовательности и степени. Задачи общего и локального воздействий различны. Если в результате первого получают структуры, обеспечивающие невысокую твердость, прочность, но повышенную пластичность, то при втором – повышенную твердость, прочность и наоборот. Рассмотрим различные способы дифференцированной обработки и, в частности, первый случай. Общей (объемной) обработкой (отжиг, нормализация, улучшение и др.) в материале получают структуры невысокой твердости и прочности, но имеющие высокую пластичность. Последующее локальное (местное) воздействие должно обеспечить получение в заданных участках структуры: с высокой плотностью дислокаций, углеродсодержащий мартенсит, карбиды, нитриды, бориды и т.п., состаренные низкоуглеродистый мартенсит или аустенит. Для этого применяют следующие локальные (местные) обработки: пластическую деформацию, химико-термическую (цементацию, азотирование, борирование и др.), закалку, повышающую твердость, старение при соответствующем легировании. Эффективно использование источников концентрированной энергии.

При необходимости получения во всем объеме материала высокой твердости и прочности следует предварительно проводить указанные выше для локального воздействия обработки и получать соответствующие структуры, а в заданных участках (слоях) использовать обработки и создавать структуры, характерные для общей (объемной) обработки предыдущего слу-

чая. Особенностью локальных (местных) обработок в этом случае является получение мягких пластичных структур (феррита, аустенита, низкоуглеродистого мартенсита). При расплавлении локальных объемов необходимо изменять химический состав сплава и получать структуры, обеспечивающие пластичность. Может быть получено полосчатое, сетчатое или точечное расположение участков с различными свойствами. Это обеспечивает повышенную конструкционную прочность материала, а в ряде случаев – износостойкость. Высокий уровень прочностных и пластических свойств получен в аустенитной стали 60H20 ($M_H = -50$ °C) после дифференцированной обработки, включающей общую деформацию при отрицательных температурах, и локальный нагрев до завершения $\alpha'' \rightarrow \gamma$ превращения. Чередование полос шириной 1,5 мм с мартенситной и аустенитной структурами позволяет получить в продольном направлении следующие свойства: $\sigma_{0,2} = 1380$ МПа, $\sigma_B = 1800$ МПа, $\delta = 19$ %. Это выше, чем в образцах с равномерным распределением мартенсита такого же количества, полученного термической обработкой ($\sigma_{0,2} = 1230$ МПа, $\sigma_B = 1710$ МПа, $\delta = 6$ %). Повышенная пластичность образцов с макронеоднородной структурой обусловлена не только наличием пластичных прослоек аустенита, но и протеканием мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha''$ превращения при нагружении. Дифференцированную обработку можно осуществить и при использовании общего (объемного) и локального (местного) термических воздействий. В первом случае получают преимущественно мартенситную структуру во всем объеме стали. Локальное воздействие предусматривает нагрев, приводящий к отпуску (старению) мартенсита или его переходу в аустенит. Цели общей и локальной обработок могут быть и обратными. Например, в результате общей термической обработки образуется пластичная структура (сорбит отпуска), а прочная и твердая – после локальной закалки. Сравнительный анализ механических свойств плоских образцов толщиной 2 мм из стали 45 показал, что после закалки и низкого отпуска сталь имеет повышенные прочностные свойства ($\sigma_{0,2} = 1250$ МПа, $\sigma_B = 1400$ МПа), но низкую пластичность ($\delta = 4$ %). Высокий отпуск закаленной стали приводит к существенному снижению прочностных свойств ($\sigma_{0,2} = 425$ МПа, $\sigma_B = 650$ МПа), но повышает пластичность ($\delta = 17$ %). Дифференцированная обработка с использованием локального электроконтактного нагрева, в результате которой структура отпущенного мартенсита чередуется с сорбитом отпуска, обеспечила получение промежуточных значений прочности и пластичности ($\sigma_{0,2} = 1050$ МПа, $\sigma_B = 1200$ МПа, $\delta = 10$ %) по сравнению с приведенными выше. Рассмотренные способы создания регулярной макронеоднородной структуры применимы к полосовым и листовым материалам.

Разновидностью дифференцированной обработки является термическая обработка локальных участков с использованием источников концентрированной энергии: лазерных или электронных лучей и струи плазмы. В зависимости от вида источника концентрированной энергии и режимов обработки, глубина упрочненных участков может изменяться от 0,5 до 4,0 мм. Заключительной обработкой при необходимости может быть общий низкий отпуск

для снятия внутрішніх напружень. В последнее время получение регулярных макроскопических градиентов структурно-фазового состава все шире применяется для повышения долговечности различных изделий.

Малінов Л.С., Солідор Н.А., Мілентьєв В.О.
(ДВНЗ «ПДТУ», м. Маріуполь)
ВПЛИВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА СТРУКТУРУ ТА
ЗНОСОСТІЙКІСТЬ СТАЛІ ГАДФІЛЬДА
solidor@rambler.ru

Створення матеріально-технічної бази України передбачає значне зростання здобичі руд чорних і кольорових металів, вугілля та інших корисних копалин для розвитку промисловості, сільського господарства і транспорту, що призведе до істотного збільшення виробництва гірничорудного, збагачувального, металургійного, сільськогосподарського, транспортного і дорожньо-будівельного устаткування. Це, у свою чергу, сприятиме зростанню попиту на деталі і виливки із зносостійких сталей, найпоширенішою з яких є високомарганцева сталь 110Г13Л. Відсутність дорогих легувальних елементів у сталі Гадфільда, а також відносно проста технологія виробництва виливків з неї обумовлюють вельми високу економічність і масовість її застосування.

Відмінною особливістю сталі 110Г13Л є те, що вона має структуру стабільного аустеніту (по відношенню до деформаційного мартенситного перетворення), який сильно зміцнюється під впливом великих статичних і динамічних навантажень. Обумовлено це низькою енергією дефектів упаковки, процесами двійникування і динамічного старіння аустеніту. В умовах стирання зі значними ударними або великими питомими статичними навантаженнями сталь Гадфільда володіє високою зносостійкістю. Проте деталі з цієї сталі швидко виходять з ладу при інтенсивному абразивному зношуванні, коли питоме навантаження порівняно невелике і непостійне.

У зв'язку з цим, підвищення зносостійкості високомарганцевої сталі 110Г13Л за рахунок отримання в ній разом зі стабільним аустенітом метастабільного і реалізації ефекту самогартування при навантаженні є актуальним завданням.

У даній роботі вивчався вплив термічної обробки на зносостійкість сталі 110Г13Л з урахуванням конкретних умов зношування, що має важливе наукове і практичне значення.

Широко відомо, що термічна обробка сталі 110Г13Л включає попередній підігрів до 700 °С, витримку при цій температурі, нагрів на 1050...1100 °С та охолодження у воді для отримання аустенітної структури і виключення виділення карбідів по межах зерен, які знижують її пластичність та ударну в'язкість. В роботі показана можливість підвищення абразивної й ударно-абразивної зносостійкості сталі Гадфільда за рахунок термообробок, які відрізняються від вживаної.

Встановлено, що при температурах 550...600 °С найінтенсивніше відбувається розпад аустеніту з утворенням ферито-карбідної суміші. При абразивному зношуванні для підвищення опору руйнуванню необхідно в структурі аустеніту зберегти карбіди, що досягається гартуванням з порівняно невисокої температури (850 °С). Присутність значної кількості карбідів робить його метастабільним до мартенситоутворення при деформації і призводить до підвищення абразивної зносостійкості сталі 110Г13Л в 1,5 рази.

У разі ударно-абразивного зношування, навпаки, гартування слід проводити з 1050 °С. Для збереження невеликої кількості карбідів в аустеніті при підвищеній температурі нагріву під гартування доцільно проводити підігрів за наступним режимом: спочатку температура складає 550...600 °С, а потім – 720...750 °С. При останніх температурах відбувається коагуляція карбідів, що стримує їх розчинення при нагріві на 1050 °С. Це призводить до підвищення ударно-абразивної зносостійкості сталі 110Г13Л в порівнянні зі стандартною термообробкою в 2 рази.

Слід зазначити, що запропоновані режими термообробки без будь-яких труднощів можуть бути реалізовані в промислових умовах.

Результати проведених досліджень можуть бути використані для підвищення довговічності багатьох деталей, які виготовляються зі сталі Гадфільда.

Мамішев В.А.

(ФТІМС НАН України, м. Київ)

ПРО РАЦІОНАЛЬНИЙ ВИБІР ТЕХНОЛОГІЙ ЛИТТЯ ЗА ОЗНАКАМИ ТЕЧІЇ І КРИСТАЛІЗАЦІЇ РОЗПЛАВУ

Теплофізичний процес тверднення неізотермічного розплаву в порожнині ливарної форми, виливниці чи кристалізатора та фізико-хімічний процес кристалізації інтервальних сплавів в двофазній зоні вилівка, зливка чи безперервнолитої заготовки забезпечують формування їх литої структури.

Так як первинна дендритна і недендритна структура литих заготовок формується в двофазній зоні кристалізації сталі, чавуну, бронзи, латуні, силуміну чи іншого сплаву, то системний аналіз технологій лиття за ознаками течії і кристалізації неізотермічного розплаву сприяє вибору найбільш ефективних технологічних схем тверднення заготовок різного призначення (фасонні вилівки, ковальські і прокатні зливки, заготівки безперервного лиття).

Для системного аналізу реотермічних особливостей сучасних технологій лиття обрано дванадцять схем лиття з різним ступенем впливу неізотермічної течії і кристалізації розплаву на процес формування литої структури в умовах армованого лиття, біметалевого лиття, багатошарового лиття, гетеролиття, дифузійного лиття, композиційного лиття, лиття заморожуванням, пінолиття, пористого лиття, реолиття, суспензійного лиття та тиксолиття.

Системно збалансовані реотермічні схеми технологічних процесів лиття можуть підвищити [1] ефективність фізико-хімічної і теплофізичної взає-

модії рідкої, твердої і газової фаз в обмежених об'ємах гетерогенної (двофазної) зони в неізотермічних умовах течії і кристалізації вузько- і широкоінтервальних сплавів при твердненні литих заготовок загального і спеціального призначення.

Щоб отримати порівняльну характеристику суттєво різних технологій лиття за ознаками течії і кристалізації розплаву, виділено дві схеми течії твердої розплаву (з однофазним і двофазним режимами течії) та дві схеми кристалізації інтервальних сплавів (схеми послідовної і об'ємної кристалізації).

Не для всіх технологічних процесів лиття характерні ці схеми течії і кристалізації з різними градієнтами температури [2] по ширині двофазної зони литих заготовок. Тому слід розглянути проміжні схеми течії і кристалізації розплаву. Це схеми із змішаними режимами течії неізотермічного розплаву, в яких реалізуються режими однофазної і двофазної течії, а також комбіновані схеми кристалізації неізотермічного розплаву, в яких реалізуються схеми послідовно-об'ємної або об'ємно-послідовної кристалізації металів і сплавів.

Однофазний режим течії може проявитись в умовах біметалевого лиття, лиття наморожуванням, дифузійного і армованого лиття, а двофазний режим течії відповідає умовам багатошарового, композиційного, суспензійного та пористого лиття. На різних стадіях формування литих виробів в умовах тиксолиття, гетеролиття, реолиття та пінолиття більш виражені змішані режими течії неізотермічного розплаву (однофазний і двофазний режими течії).

До схем послідовної кристалізації неізотермічного розплаву можна віднести процеси біметалевого і багатошарового лиття та тиксолиття, а схемам об'ємної кристалізації можуть відповідати процеси армованого і пористого лиття та пінолиття. Схемам об'ємно-послідовної кристалізації розплаву більше відповідають процеси дифузійного і суспензійного лиття та реолиття, а до схем послідовно-об'ємної кристалізації розплаву можна віднести процеси лиття наморожуванням, композиційного лиття та гетеролиття.

Комплексний підхід до вибору раціональних схем лиття дає можливість сформувані технологічні процеси лиття за збалансованими ознаками течії і кристалізації неізотермічного розплаву, що полегшує пошук реотермічних схем системного управління процесом тверднення литих виробів високої якості.

Література:

1. Мамишев В.А. Реотермическая концепция управления кристаллическим строением литых изделий // Процессы литья. – 2004. – № 3. – С. 43...48.
2. Мамишев В.А. Системный анализ затвердевания литых заготовок с переменной кривизной границ двухфазной зоны // Процессы литья. – 2014. – № 1. – С. 19...26.

Михайловская А.М, Гнатенко О.В, Наумик В.В, Гайдук С.В.
(ЗНТУ, г. Запорозьє)

**ОПТИМИЗИРОВАННЫЙ ЖАРОПРОЧНЫЙ СПЛАВ ЖС-32ВИ
ДЛЯ НАЗЕМНЫХ СИЛОВЫХ УСТАНОВОК**

nastyamh@rambler.ru

Турбинные лопатки современных как авиационных, так и наземных силовых установок являются элементами, выполняющими очень ответственную работу, ведь от их качества, в широком смысле этого слова, зависят жизни людей. Именно поэтому так много внимания уделяется механическим свойствам лопаток. Но также необходимо учитывать экономическую сторону вопроса, так как применимость изделий важна в промышленных масштабах.

Высокожаропрочный сплав ЖС32-ВИ отвечает всем требованиям по механическим свойствам, предъявляемым к материалу лопаток. Он отличается очень сложной системой легирования и, соответственно, высокой стоимостью, при этом не обладает коррозионной стойкостью, вследствие чего на лопатки дополнительно наносят коррозионное покрытие.

Высокожаропрочный никелевый сплав ЖС32-ВИ полностью удовлетворяет требованиям, как материал рабочих лопаток. Однако данный сплав имеет очень высокую стоимость, в основном, за счет легирования очень дорогим и дефицитным элементом рением (4 % по массе), который делает применение сплава ЖС32-ВИ для рабочих лопаток стационарных газотурбинных установок экономически нецелесообразным.

Кроме высокой стоимости, сплав ЖС32-ВИ показывает структурную и фазовую нестабильность при долговременном влиянии высоких температур (1000...1100 °С), которые являются следствием образования значительного количества топологически плотноупакованных (ТПУ) фаз типа μ -фазы и двойных карбидов типа MeC , которые негативно влияют на показатели жаропрочности и пластичности.

Рений является одним из немногих элементов, которые повышают температуру плавления никелевых сплавов и оказывают наиболее заметное влияние на термостабильность γ -матрицы, тем самым существенно улучшая жаропрочные свойства металла.

Положительное влияние тантала на механические свойства никелевых сплавов объясняется тем, что при легировании этим элементом образуется монокарбид тантала, более прочно связанный с матрицей по сравнению с другими видами карбидов. 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. Легирование жаропрочных сплавов танталом обеспечивает их длительную работоспособность при повышенной температуре.

В данной работе изучили влияние увеличения в составе жаропрочного никелевого сплава ЖС32-ВИ содержания тантала от 4,0 % до 9,0 % при одновременном снижении содержания рения от 4,0 % до 1,5 % на его свойства.

Результаты механических испытаний на кратковременную прочность образцов с монокристаллической [001] макроструктурой опытных составов № 1...№ 5 и их математической обработки показали, что в опытном составе № 5, содержащем 9 % тантала и 1,5 % рения, прочностные характеристики заметно снижаются, по сравнению со сплавом ЖС32-ВИ и опытными сплавами № 1...№ 4.

Сплав, содержащий 8 % тантала и 2 % рения является оптимальным с точки зрения прочностных характеристик и себестоимости.

Мініцький А.В., Сидоренко Б.О., Ілліних О.О.
(НТУУ «КПІ», м. Київ)

**ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ НА ПРОЦЕС
ДОПРЕСОВКИ СУМІШЕЙ НА ОСНОВІ ЗАЛІЗА**
minitsky@i.ua

Модифікація традиційного одноразового методу пресування і спікання при виробництві порошкових середньо- та важконавантажених деталей конструкційного призначення являється головною метою ряду досліджень.

На сьогоднішній день не існує кінцевого та повного уявлення про процеси та механізми, які мають місце при допресовці порошкових сумішей. Використання допресовки в якості альтернативи менш зручним або більш дорогим методам отримання виробів високої щільності (гаряче пресування, гаряча штамповка, інфільтрація розплавами і т. ін.) є безперечно актуальним питанням в умовах енергетичної та економічної кризи.

В роботі досліджувались різні варіанти та технологічні режими, в яких застосовувалася допресовка з метою визначення, в яких умовах вона може бути доцільною для отримання матеріалу з високою щільністю. Пресування та допресовка проводились при тиску 700 МПа в закритій та роз'ємній прес-формах. При цьому було досліджено ряд факторів, які впливають на процес доущільнення порошкових брикетів в результаті допресовки. Аналізували залежності щільності, пористості, тиску виштовхування пресовок та міцності сирих брикетів в залежності від вмісту графіту в шихті.

Встановлено, що із збільшенням вмісту графіту в залізному порошку при пресуванні на 700 МПа пористість зразків зростає з 9 до 20 % (рис. 1). Введення графіту має позитивно впливати на процес ущільнення залізного порошку. Виконуючи роль твердого мастила, графіт знижує внутрішнє тертя між частинками порошку та стінкою прес-форми. Проте, ефективність введення графіту проявляється переважно на першій стадії пресування, коли відбувається переукладання частинок при низьких тисках. При високих тисках пресування утворюються напружені контактні зони між частинками металу, між якими зачинено графіт, який відчуває значні стискаючі напруження, здатні пластично деформувати метал.

Опір, який чинить графіт, призводить до пружної післядії і відповідно до розриву контактів. Інша причина збільшення пористості при збільшенні вмісту графіту може бути пов'язана з тим, що мастила мають високі адгезійні

властивості, покривають частинки заліза товстим шаром, і при перемішуванні забивають відкриті пори.

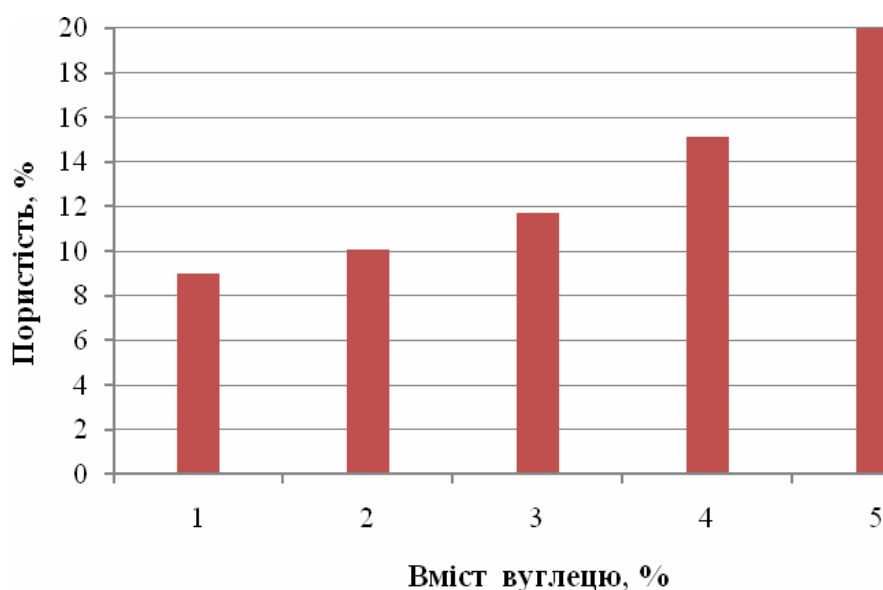


Рис. 1. Залежність пористості матеріалу на основі залізного порошку від вмісту вуглецю, спресованого під тиском 700 МПа

В процесі пресування ускладнюється дренажування повітря із шихти, в пресовці утворюється велика кількість закритих пор, які заповнені повітрям та самим мастилом.

Тому, вміст графіту необхідно обмежувати 4 % для отримання матеріалу з низькою пористістю і високою сировою міцністю. При цьому спостерігається мінімальна різниця пористості між спресованими та допресованими брикетами, що пов'язано з досягненням максимального ущільнення при первинному пресуванні. Результати досліджень можуть бути використанні при отриманні порошкових виробів з високою щільністю для середньо- та важко-навантажених деталей.

Мініцька Н.В., Джулій Д.Ю.
(НТУУ "КПІ", м. Київ)

**КОМПЛЕКСНИЙ МЕТОД ПІДВИЩЕННЯ ПРАЦЕЗДАТНОСТІ
ТВЕРДОСПЛАВНОГО РІЗАЛЬНОГО ІНСТРУМЕНТУ**

E-mail: ulyasha30@bigmir.net

Підвищення працездатності різального інструменту (РІ) в значній мірі визначається формуванням необхідних властивостей його робочих поверхонь, в особливості на заключних етапах виготовлення і пов'язано, перш за все, зі зміною властивостей як поверхневого шару готових виробів, так і безпосередньо стану поверхні, в особливості її мікрогеометрії.

Метою даного огляду є аналіз методів поверхневого оброблення різального інструменту та визначення найбільш ефективних, з точки зору забез-

печення високих експлуатаційних вимог, що висувуються промисловістю до сучасного різального інструменту.

Традиційні методи фінішного оброблення різального інструменту, які спрямовані на підвищення експлуатаційних показників інструменту можна поділити на такі основні групи:

методи механічного оброблення і зміцнення (алмазне шліфування і полірування, вібраційне, дрібструменеве і гідроабразивне, магнітно-абразивне оброблення тощо).

методи нанесення покриттів на робочі поверхні різального інструменту (PI), які можна поділити на декілька груп, а саме:

а) хіміко-термічне оброблення (ХТО) – титанування, ніобійхромування, карбонітрація, тощо.

б) осадження з газової фази;

в) вакуумне осадження, до якого можна віднести іонну імплантацію, ХТО у тліючому розряді, парогазову конденсацію;

г) лазерне термічне оброблення та поверхнєве легування;

д) електроіскрове легування.

Усі вище зазначені методи поверхневого зміцнення PI спрямовані на підвищення експлуатаційних властивостей, але вони мають як свої переваги, так і недоліки. В особливості це стосується стану поверхні і поверхневого шару інструменту після їх здійснення. Особливу увагу будемо приділяти тим методам, які можна використовувати на твердосплавному різальному інструменті на фінішних етапах його виготовлення, коли виникають потреби у виправленні геометрії, мікрогеометрії поверхні.

Практично відсутня інформація про можливості використання комплексного технологічного ланцюжка, який використовує магнітно-абразивне оброблення (MAO) і нанесення зносостійких покриттів для твердосплавного PI, в особливості для багатограничних непереточуваних твердосплавних пластин (БНТП), як деталей складної форми не враховані фактори і явища які можуть відбуватися при застосуванні такої комплексної технології.

Підсумовуючи вище зазначене, необхідно відмітити позитивні результати при застосуванні комплексної технології для підвищення працездатності PI, яка складається з комбінування MAO і нанесення тонких спеціальних покриттів. Особливо це актуально з урахуванням явищ пов'язаних з погіршенням шорсткості і формуванням несприятливого напруженого стану поверхонь після нанесення покриттів і спроможністю MAO виконувати відносно "м'яке" рівномірне оброблення, яке виключає виникнення високих контактних напружень, аналогічних напруженням при обробленні класичним абразивним або лезовим інструментом. А також забезпечувати досить якісну підготовку поверхні і поверхневого шару під нанесення покриттів.

Набока В.О., Лютий Р.В.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

РОЗРАХУНОК ПРОГРІВАННЯ ЛИВАРНИХ СТРИЖНІВ ТА ПРОГНОЗУВАННЯ ЇХ ВЛАСТИВОСТЕЙ

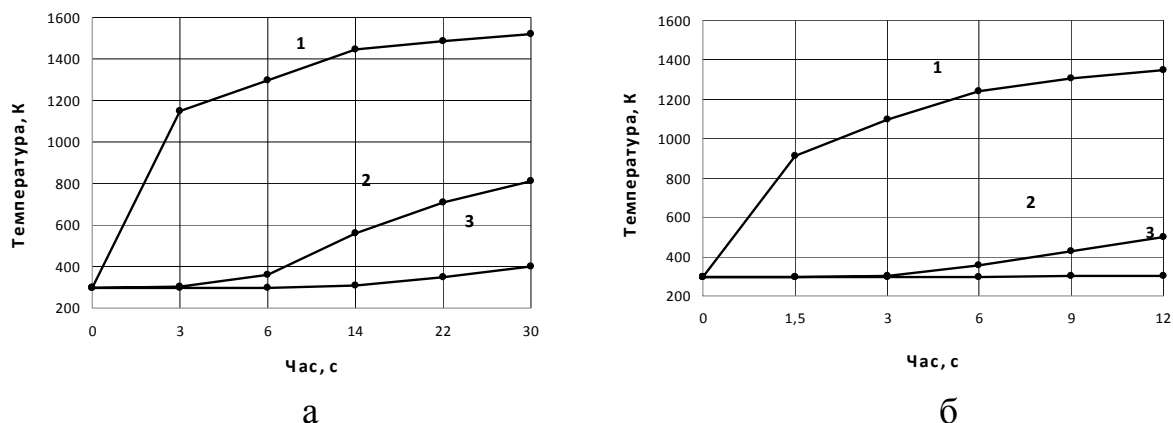
Удосконалення процесів виготовлення ливарних стрижнів і форм залежить від їх теоретичного обґрунтування. Одним з найбільш важливих і найменш вивчених процесів є теплова взаємодія виливків із формою. Основними питаннями, які підлягають вивченню, є максимальні та середні температури прогрівання ливарних стрижнів у різних шарах, швидкість кристалізації та охолодження виливків до заданої температури.

Розроблення нових зв'язувальних компонентів для стрижневих сумішей, яке проводиться в лабораторії кафедри ливарного виробництва НТУУ «КПІ», має на меті підвищення якості та розмірної точності виливків із залізовуглецевих сплавів. До номенклатури виливків входять відносно нетехнологічні одиниці: циліндричні заготовки довжиною 200 мм та товщиною стінки 4 мм із внутрішніми діаметрами 16 та 22 мм. Дані виливки мають виготовлятися із складнолегованої жаростійкої сталі та використовуватися як деталі теплоенергетичних установок. Отримання цих виливків обмежується такими факторами як рідкотекучість сталі та робочі властивості стрижневої суміші.

Технологія виготовлення стрижнів має передбачати їх високу термічну стійкість, податливість та хорошу вибиваємість. Для аналізу реальних умов роботи таких стрижнів необхідно провести відповідні розрахунки. Метою наших розрахунків є визначення тривалості твердіння виливків, температури нагрівання поверхні стрижня та максимальної температури, яка досягається в центрі стрижня. Отримані дані дають змогу спрогнозувати необхідні властивості стрижня.

Для отримання виливків із сталі використовують в основному кварцові і цирконові наповнювачі. Тому розрахунки проведені для стрижнів, які містять обидва з них. Як об'єкт розрахунку був вибраний внутрішній стрижень для виливка довжиною 200 мм, товщиною стінки 4 мм та внутрішнім діаметром 22 мм із сталі 30X25Ю2ТЛ. Заливання форми проводиться при 1580 °С.

На першому етапі визначили тривалість твердіння виливка та його охолодження у формі до 1000 °С за формулами проф. Г.Ф. Баландіна. Після цього проводили розрахунок прогрівання стрижня на різній глибині за методом Стефана-Шварца. Значення коефіцієнту твердіння, необхідне для обчислень, визначили теоретично, а також непрямим методом, виходячи із попередньо отриманого часу твердіння. Зміну температури розраховували, використовуючи інтеграл ймовірності Гауса, для стрижня на глибині 1 мм (поверхневий шар), 5,5 мм та 11 мм (центральна зона стрижня). Отримані результати для стрижнів із кварцовим та цирконовим наповнювачами представлені на рис. 1 (а, б).



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

Рис. 1. Розрахунковий розподіл температур у стрижнях на основі кварцового (а) і цирконового (б) наповнювачів

Встановлено, що стрижні, незалежно від використаного наповнювача, прогріваються до невисоких температур. Це пояснюється достатньо швидким твердінням вилівка через його тонкі стінки. Тому висока термічна стійкість не є необхідною, і стрижень може бути виготовлений навіть із органічним зв'язувальним компонентом. Але в свою чергу такий стрижень, термодеструкція якого не відбудеться, буде важко видалити із вилівка при вибиванні. Через це перевагу слід віддати неорганічним зв'язувальним компонентам, які забезпечують хорошу вибиваємість стрижня. Як альтернатива можуть бути застосовані водорозчинні зв'язувальні компоненти.

Для забезпечення повного заповнення форми розплавом сталі краще використовувати стрижень на основі кварцового наповнювача, який у порівнянні з цирконом, має меншу теплоакумулювальну здатність.

Оніщук Р.С., Гурія І.М.
(НТУУ «КПІ», м. Київ)

МІКРОСТРУКТУРА СПІНЕНОГО АЛЮМІНІЮ

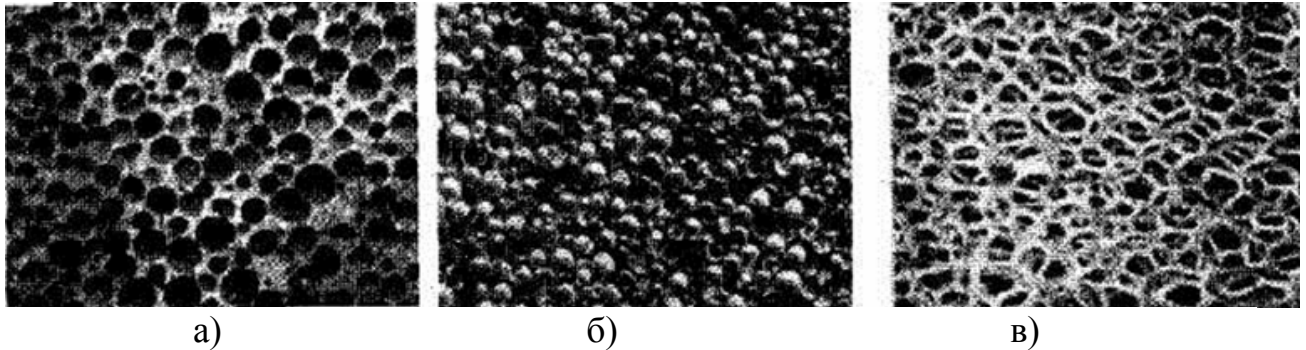
Спінений алюміній належить до надлегких композиційних матеріалів і є перспективним для використання в будівництві, транспорті та інших галузях промисловості. Він поєднує основні переваги монолітних матеріалів (корозійну стійкість, зварюваність, оброблюваність, високу питому міцність) з комплексом фізичних, механічних, термічних та акустичних властивостей (низька густина, поглинання енергії удару та звуку), притаманних композитам з новим структурним принципом будови.

Високопористі та спінені металеві матеріали здатні до значного поглинання механічної енергії та витримувати значні деформації (до 60...70 %). Таку властивість пін використовують для захисту об'єктів від механічних ударів.

Металеві піни ефективно гасять вібрації. Поступаючись за цією властивістю спіненим полімерним матеріалам, демпферні властивості металевих пін у п'ять разів перевищують демпферні властивості монолітних матеріалів, з яких вони отримані [1].

На теперішній час найбільш поширеними методами отримання пористих матеріалів є порошковий та ливарний.

За структурою розрізняють пористі матеріали з замкненими (закрита пористість), незамкненими комірками, які сполучаються між собою (відкрита пористість), та змішаним типом комірок (рис. 1).



а – замкнені комірки, б – змішаний тип комірок, в – незамкнені комірки
Рис. 1. Типи коміркової структури високопористих матеріалів

На процес пороутворення та розподілення пор впливає багато факторів, але дані суперечливі. Визначено основні, найвпливовіші фактори, це:

- кількість магнію;
- кількість стабілізатора;
- кількість пороутворювача.

Ефективне вирішення задачі стабілізації піни та рівномірного розподілу пор можливе лише за допомогою експериментально-статистичного підходу з використанням математичної теорії планування експерименту.

Об'єктом досліджень був вибраний сплав системи Al-Mg, так як магній знижує густину розплаву, утворює дрібнозернисту структуру, підвищує швидкість окислення сплаву в порах, сприяє реакції дисоціації, що полегшує засвоєнню введених часточок та розподіленню пор, а також підвищує механічні властивості вихідного матеріалу.

Вибір металу, спосіб та технологічні параметри його спінення обґрунтовані аналізом літературних джерел та економічною ефективністю.

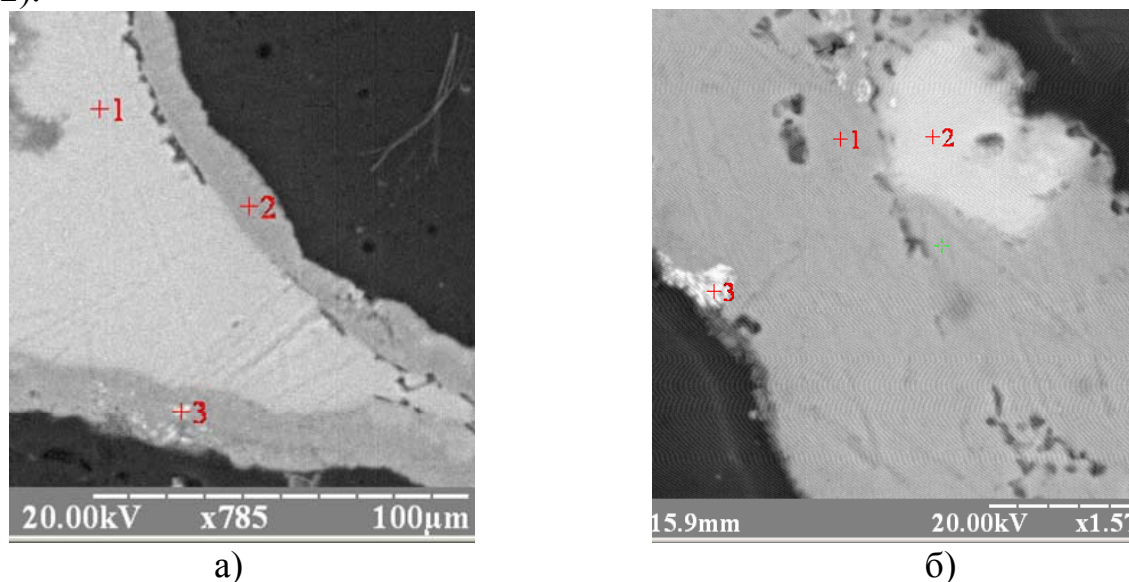
В результаті попередніх експериментальних робіт було встановлено оптимальний вміст легувальних елементів, а саме: магній – 12%, стабілізатор – 3%, пороутворювач – 2,5%.

В пошуках нових речовин, які б відігравали роль стабілізатора, виділили два основних SiO_2 та $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$. Щоб об'єктивно оцінити їхній вплив, доцільно розглянути мікроструктуру за допомогою методів електронної мікроскопії.

Растрова електронна мікроскопія (РЕМ), за допомогою якої досліджують поверхневі конфігурації матеріалів з роздільною здатністю до 10^{-2} мкм у

різних режимах, спостерігають топографічні та композиційні неоднорідності з просторовою роздільною здатністю до 10^{-2} мкм, визначають характеристики та дефекти структури з локальністю 10^{-2} мкм на глибині 1...2 мкм. РЕМ оснащено мікроаналізатором хімічного складу [2].

Для дослідження впливу двох різних стабілізаторів на структуру металевої матриці між порами було створено ідентичні умови процесу спінення (рис. 2).



а – з додаванням SiO_2 ; б – з додаванням $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$

Рис. 2. Мікроструктура матриці металу стінки між порами

Аналіз мікроструктури свідчить про наявність зон з різним відсотковим вмістом алюмінію (рис. 1, а) та утворення різного роду включень кремнію, кальцію та ін. (рис. 1, б). Оскільки стабілізатори не ідентично впливають на структуру, тому подальші дослідження такого ж характеру дадуть змогу отримати більше інформації.

Література:

1. Бякова О.В., Скороход В.В., Юркова О.І. Спінені та високопористі матеріали з комірковою структурою: Навчальний посібник. – К.: «ГАРАНТ-СЕРВІС», 2011. – 320 с.
2. Куницький Ю.А., Купина Я.І. Електронна мікроскопія: навчальний посібник. – К.: «Либідь», 1998.

Осадчий И.О., Криворучко Д.В.
(СумГУ, г. Сумы)

**ОБ ИСПЫТАНИЯХ ЗУБЧАТЫХ КОЛЕС ИЗ
КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ**

Osadchiy-Igor@yandex.ru

Для зубчатых колес из неметаллических материалов свойственно уменьшение шума, самосмазывание, низкий вес. Это обуславливает тенденцию к замене металлических колес полимерными. Главным недостатком зуб-

чатых колес на полимерной основе является низкая прочность. Применение композиционных материалов может существенно увеличить прочность зубчатых колес при сохранении их низкого веса.

Целью данного исследования является оценка нагрузочной способности шестерен, выполненных из углепластика.

Существует несколько способов изготовления зубчатых колес из полимерных материалов. Это литье шестерен под давлением, формирование механической обработкой и методами быстрого прототипирования. Первый способ имеет низкую стоимость, позволяет получить изделия высокой прочности при средней размерной точности. Зубчатые колеса, полученные вторым способом, обладают высокой размерной точностью, но возможен брак, связанный со сложностью процесса. Зубчатые колеса из полиуретанов, изготовленные методом быстрого прототипирования, характеризуются низкой прочностью и ненадежностью в эксплуатации.

Для повышения прочности зубчатых колес практикуется несколько способов комбинирования металлических материалов с полимерами при изготовлении зубчатых колес, в зависимости от предъявляемых к конструкции требований. Зубчатый венец, диск и ступицу исполняют полностью из композита или пластмассы, зубчатый венец изготавливают из неметаллов, а диск и ступицу из металлов и их сплавов, зубчатый венец из металла, а другие элементы зубчатого колеса в различных комбинациях (сочетаниях) из пластмасс и композитов. Армирование полимеров, например, углеродными волокнами, является одним из современных способов повышения прочности зубчатых колес. Основным способом изготовления зубчатых колес из углепластика является формование. Применяются разные способы комбинирования металлической и композитной части колеса, также разнообразные конструктивные решения для пресс-форм. Для проверки нагрузочной способности зубчатых передач применяют статический и динамический методы испытаний. Статические испытания позволяют оценить максимальный крутящий момент, который может передать зубчатая пара. Динамический метод позволяет оценить долговечность зубчатой передачи.

Кроме зубчатых колес из углепластика, проводились испытания шестерен, выполненных из полиамида, полиоксиметилена, и флубона. Зубчатая передача состояла из одной стальной шестерни и одной неметаллической шестерни. Модуль передачи 2 мм. Число зубьев шестерни 30. Испытания проводились путем приложения кутящего момента рычагом к валу, на котором закреплялась стальная шестерня, в то время как испытываемая неметаллическая шестерня жестко закреплялась к корпусу приспособления.

Испытания показали, что низкие показатели углепластиковых шестерен обусловлены пористостью заготовки, что значительно снижает ее прочностные характеристики. Наблюдается также, что предельная нагрузка, которую выдержала углепластиковая шестерня, подданная механической обработке, практически равна нагрузке, приложенной к шестерне с полностью формованным венцом. Это дает возможность говорить о том, что открытость или закрытость волокон незначительно влияет на несущую способность венца.

Таким образом, направление армирования в углепластике играет решающую роль при программировании несущих свойств готовой детали. Шестерни, изготовленные из углепластика, по своим характеристикам потенциально позволяют заменить шестерни из других полимерных материалов и, возможно, из стали. Вместе с тем для того, чтобы воспользоваться этим потенциалом, необходимо усовершенствовать технологию изготовления зубчатых шестерен так, чтобы обеспечить эффективное расположение волокон и исключить дефекты матрицы, возникающие в процессе изготовления.

Пивошук С.Р.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

**ВПЛИВ ШВИДКОСТІ КРИСТАЛІЗАЦІЇ НА СТРУКТУРУ ТА
ВЛАСТИВОСТІ СИСТЕМИ B_4C-TiB_2-SiC
Medbratik0212@mail.ru**

Одним з основних матеріалів для виготовлення виробів, стійких до різних видів механічного зносу, є кераміка на основі карбіду бору. Сполуки підсистеми B_4C-TiB_2-SiC широко застосовуються в якості абразивів, основи зносостійких матеріалів і конструкційної кераміки завдяки високим показникам твердості, модуля пружності, малому значенню температурного коефіцієнту лінійного розширення. Така кераміка має низьку тріщиностійкість, і досягненням оптимального балансу характеристик «твердість – тріщиностійкість» необхідно створити щільну кераміку з мінімальним розміром зерна.

Мікроструктура спрямовано закристалізованого композиту B_4C-TiB_2-SiC , одержаного у всьому дослідженому діапазоні швидкостей, представляє собою матрицю із карбіду кремнію та карбіду бору, включення із дибориду титану, які знаходяться переважно по границях зерен. Композити, вирощені при невеликих швидкостях кристалізації (2, 3, 4 мм/хв.) складаються переважно з рівновісних зерен дибориду титану, а вирощені при більших швидкостях кристалізації (6 мм/хв.) – з витягнутих у напрямку росту зерен дибориду титану. Значення інтегральної мікротвердості за Віккерсом досліджуваних сплавів практично не змінюються із збільшенням швидкості кристалізації. Тільки при максимальній швидкості вирощування 6 мм/хв спостерігалось зниження значень, що можна пояснити збільшенням кількості дефектів при вирощуванні на цій швидкості (рис. 1).

Дослідження тріщиностійкості (рис. 2) одержаних спрямовано закристалізованих композитів B_4C-TiB_2-SiC також показало практичну незмінність її значень із збільшенням швидкості кристалізації. Диборид титану виступає в даному композиті в ролі зміцнювача, оскільки тріщини під час навантаження розповсюджуються в основному по матриці із карбідів бору та кремнію, а зупиняються на включеннях TiB_2 .

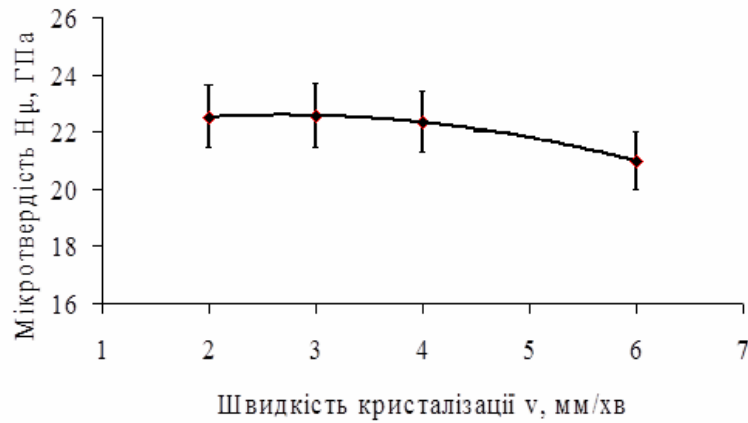


Рис. 1. Залежність мікротвердості спрямовано закристалізованого сплаву системи V_4C-TiB_2-SiC від швидкості кристалізації

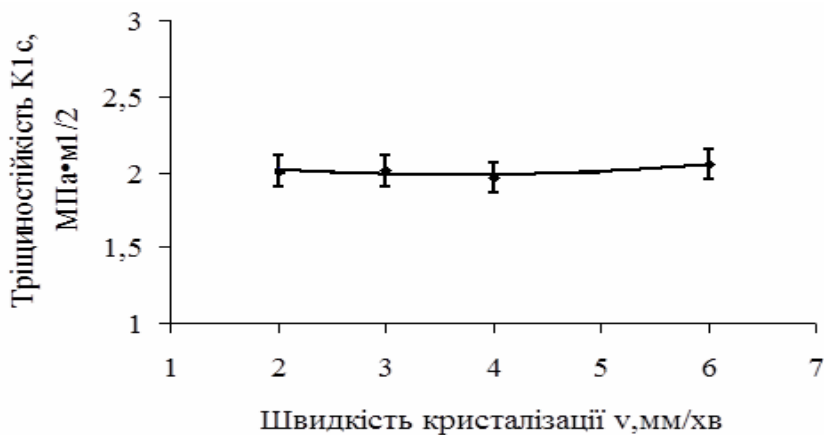


Рис. 2 – Залежність тріщиностійкості спрямовано закристалізованого сплаву системи V_4C-TiB_2-SiC від швидкості кристалізації

Зменшення розміру і відстані між включеннями сприяє зменшенню критичного розміру зародкової тріщини, яка може утворитися при навантаженні. Зростає площа дотику між армувальною та матричною фазою і, відповідно, збільшується величина сили тертя, що забезпечує зчеплення фаз. Відповідно в процесі кристалізації із розплаву, який містить велику кількість газових включень, менша їх кількість захоплюється фронтом кристалізації і особливо границею розподілу між фазами композиту, що, як відомо, призводить до збільшення твердості.

Попович О.І.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

МІКРОТВЕРДІСТЬ ЕВТЕКТИЧНИХ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Mo-Si-B

o.popovitsch@mail.ru

Розвиток турбінобудування призупиняє дефіцит високотемпературних матеріалів. На даний час у даній сфері використовують сплави на нікелевій основі, температурний поріг використання яких обмежено температурою плавлення близько 1400 °С. Тугоплавкі метали при високій температурі не-

можливо використовувати, оскільки вони сильно окислюються киснем. Силіциди металів та інші керамічні матеріали – корозійностійкі, але крихкі. Покращення оксидних властивостей молібденових сплавів може бути досягнуто за допомогою легування кремнієм та бором. Si та В утворюють з молібденом інтерметалічні фази, які є крихкими, але жаростійкими.

Метою при виготовленні сплавів системи Mo-Si-B є отримання матеріалу, який має наскрізну молібденову матрицю, для того щоб зменшити крихкість матеріалу; та в якому включення інтерметалідних фаз (Mo_3Si і T_2) рівномірно розподілені по всьому об'єму, для того щоб забезпечити високо-температурну стійкість та стійкість проти окислення. З точки зору застосування у виробничій практиці, методом зонної плавки можна доволі економно та швидко отримати композиційні матеріали, які складаються із молібденової матриці та кристалічних волокон силіциду, що цілком відповідає вимогам до бажаної структури. Незважаючи на всі перелічені та явні переваги сплавів системи Mo-Si-B над традиційними, на сьогоднішній день ця тема не достатньо розвинута та потребує більшої уваги та проведення систематичних досліджень.

Досліджувалась мікротвердість за Віккерсом евтектичних сплавів системи Mo-Si-B, отриманих методом безтигельної зонної плавки порошкових пресовок на установці "Кристал-206", складів Mo-8,7%Si-18%B, Mo-8,7%Si-18,5%B. Дослідження мікротвердості зразків зазначених складів проводилось на мікротвердомірі MHV-1000 в площинах поздовжнього та поперечного перерізів по відношенню до напрямку вирощування кристалів при навантаженнях на зразок 0,98; 1,96; 2,94; 4,90; 9,81 Н. Для кожного навантаження та кожного зразка проводилось від 10 вимірювань. Середні значення вимірної мікротвердості за Віккерсом занесено у табл. 1.

Таблиця 1 – Середні значення вимірної мікротвердості

Навантаження, Н			0,98	1,96	2,94	4,90	9,81
Зразок	Mo-8,7%Si-18%B, поперечний переріз	Мікротвердість, ГПа	11,252	10,399	11,456	10,847	10,792
	Mo-8,7%Si-18,5%B, поперечний переріз		12,183	11,247	11,742	10,928	11,014
	Mo-8,7%Si-18%B, поздовжній переріз		11,733	11,056	12,110	11,371	10,573
	Mo-8,7%Si-18,5%B, поздовжній переріз		13,301	12,511	12,137	11,345	11,455

Аналіз отриманих даних показує, що зразок складу Mo-8,7%Si-18,5%B має більшу мікротвердість, ніж зразок складу Mo-8,7%Si-18%B, що пояснюється вищим вмістом твердої інтерметалічної фази. Мікротвердість поздовжніх перерізів обох складів більша за мікротвердість поперечних перерізів. При вимірюванні мікротвердості при малих навантаженнях було помічено, що при попаданні індентора у різні фази сплаву значення

мікротвердості значно відрізняються. Так, при навантаженні 0,98 значення мікротвердості максимально розходяться в 2,48 рази для попадань індентора у пластичну матрицю Mo_{ss} та тверді інтерметалічні включення.

Отже, збільшення вмісту інтерметалічної фази у сплавах системи Mo-Si-B призводить до збільшення мікротвердості. Мікротвердість досліджуваних зразків у поздовжньому перерізі більша, ніж у поперечному перерізі по відношенню до напрямку вирощування кристалів. Значення мікротвердості при малих навантаженнях значно залежать від фази, в яку попадає індентор.

Попович О.І.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

СТРУКТУРА ЕВТЕКТИЧНИХ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Mo-Si-B

o.popovitsch@mail.ru

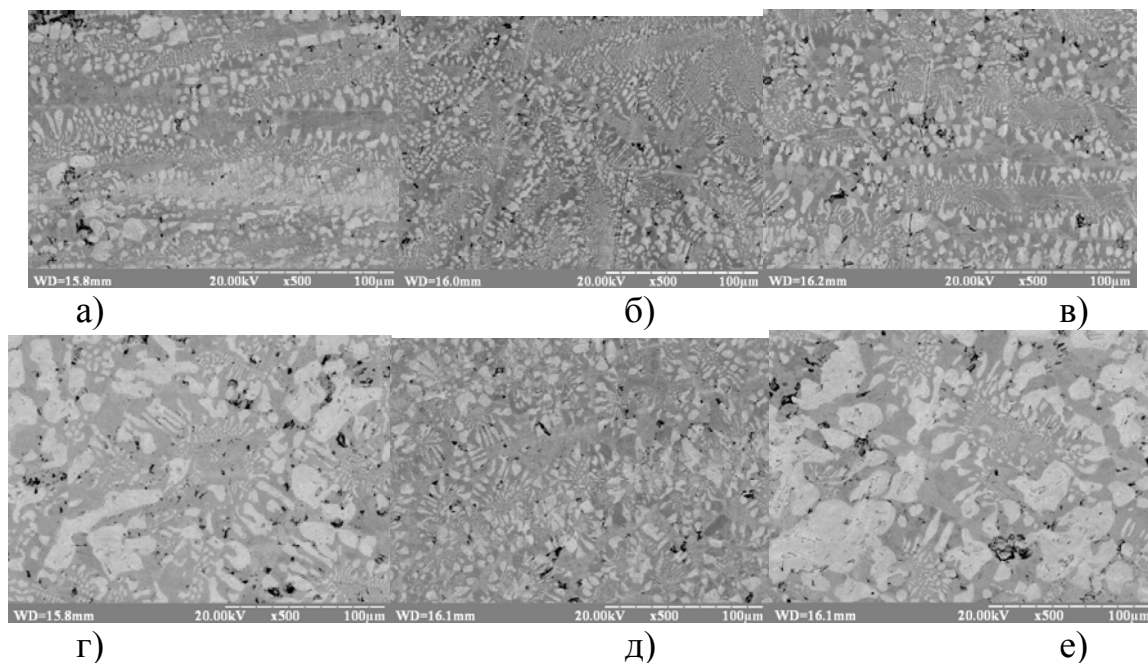
З метою підвищення ефективності використання енергії для цивільного та військового застосування постійно розробляються матеріали, які можна використовувати при високих температурах. Потенційна сфера застосування високотемпературних матеріалів – елементи промислових печей, деталі для вироблення електроенергії, деталі високотемпературних частин газотурбінних двигунів літаків, такі як лопасті, камери згорання, сопла та ін. Завдяки високим фізико-механічним характеристикам при високих температурах сплави молібдену з бором і кремнієм розглядаються як найбільш перспективні для заміни суперсплавів на основі нікелю.

Метою при виготовленні сплавів системи Mo-Si-B є отримання матеріалу, який має наскрізну молібденову матрицю, для того щоб зменшити крихкість матеріалу; та в якому включення інтерметалідних фаз (Mo_3Si і T_2) рівномірно розподілені по всьому об'єму, для того щоб забезпечити високотемпературну стійкість та стійкість проти окислення. З точки зору застосування у виробничій практиці, методом зонної плавки можна доволі економно та швидко отримати композиційні матеріали, які складаються із молібденової матриці та кристалічних волокон силіциду, що цілком відповідає вимогам до бажаної структури. Незважаючи на всі перелічені та явні переваги сплавів системи Mo-Si-B над традиційними, на сьогоднішній день ця тема не достатньо розвинута та потребує більшої уваги та проведення систематичних досліджень.

Досліджувалась структура евтектичних сплавів системи Mo-Si-B, отриманих методом безтигельної зонної плавки порошкових пресовок на установці "Кристал-206", складів Mo-8,7%Si-18%B, Mo-8,7%Si-18,5%B, Mo-10%Si-15%B.

На рис. 1 зображені знімки мікроструктури зразків досліджуваних складів у площинах поздовжнього (рис. 1 а, б, в) та поперечного (рис. 1 г, д, е) перерізів по відношенню до напрямку вирощування кристалів, зроблені на електронному растровому мікроскопі Selmi РЭМ 106 при збільшенні у 500 разів. Вздовж напрямку кристалізації відмічається дендритна

структура з розміром зерна 1...20 мкм, що може свідчити про евтектичну кристалізацію (між Mo_{ss} та Mo_5SiB_2). Перпендикулярно кристалізації відмічається мозаїчна структура, що відповідає перпендикулярному перерізу дендритної структури, середній розмір зерна – 1...50 мкм. На знімках помітно 3 фази: світла Mo , що має сферолітичну форму зерен, які є нерівномірно розподіленими в інтерметалічних фазах (Mo_3Si та Mo_5SiB_2).



а, г – $Mo-8,7\%Si-18\%B$; б, д – $Mo-8,7\%Si-18,5\%B$; в, е – $Mo-10\%Si-15\%B$
Рис. 1. Структура сплавів системи $Mo-Si-B$ різного складу

Таким чином, метод зонної плавки забезпечує утворення сплавів з необхідною структурою. Отримані зразки мають чітко виражену направлену вздовж кристалізації 3-фазну структуру з пластичної матриці Mo_{ss} та інтерметалічних включень Mo_3Si і Mo_5SiB_2 .

**Радченко І.О., Радченко К.С., Федоров Г.Є.,
Ямшинський М.М., Дуляницька Ю.Е.
(НТУУ «КПІ», м. Київ)**

МІКРОЛЕГУВАННЯ І МОДИФІКУВАННЯ ХРОМОМАНГАНЦЕВОГО ЧАВУНУ 290X19Г4

На підставі аналізу літератури за темою роботи встановлено, що процеси мікролегування та модифікування сплавів на основі заліза є ефективним технологічним заходом покращання їх технологічних та експлуатаційних властивостей. Проте ці процеси для високолегованих чавунів вкрай мало використовують у промисловості як з економічних міркувань, так і через відсутність чітких літературних даних щодо теоретичних основ цих процесів і практичних рекомендацій їх використання в умовах реального виробництва.

Мікролегування – це процес додавання в металевий розплав невеликих (до 0,1 %) присадок окремих легувальних елементів або їх сполук для зміни властивостей металу в рідкому стані та у виробках. Цей процес супроводжується комплексом складних фізико-хімічних взаємодій між металом та елементом, який в нього додають, при цьому покращується стан меж зерен між окремими кристалами металевої матриці та зменшується шкідливий вплив легкоплавких домішок на властивості металу у виробках.

Модифікування є найпростішим, дешевим та високоефективним методом покращання структури, механічних, технологічних та службових властивостей сплавів на основі заліза. Органічно поєднуючись з доведенням розплаву до вимогових властивостей і, особливо, з його остаточним розкисненням, модифікування значною мірою визначає характер кристалізації сплаву, ступінь його гранулярності і весь комплекс ливарних, механічних і спеціальних властивостей високолегованих сплавів.

Метою роботи є дослідження впливу процесів мікролегування та модифікування на підвищення експлуатаційних характеристик зносостійкого хромомарганцевого базового чавуну 290X19Г4.

Визначення ливарних, механічних і спеціальних властивостей здійснювали з використанням сучасних методик, які мають високі достовірність і відтворюваність результатів досліджень.

На підставі літературного огляду для мікролегування вибрано титан, ванадій і сурму, а для модифікування – бор та рідкісноземельні метали.

Досліджено вплив титану на характеристики хромомарганцевого чавуну в діапазоні концентрацій до 1,2 %. Враховуючи сильну спорідненість титану до кисню, його додавали в сплав після повного розкиснення рідкого металу алюмінієм. Титан має більшу спорідненість до вуглецю, ніж залізо, тому під час кристалізації залізобуглецевих сплавів, які вміщують титан, він виокремлюється, перш за все, у вигляді карбідів або карбонітридів.

Підвищення концентрації титану до 0,5% сприяє збільшенню твердості сплаву та зносостійкості чавуну, що пояснюється наведеними вище особливостями титану. Подальше збільшення вмісту титану в зносостійкому чавуні зменшує твердість та зносостійкість через легування титаном металевої матриці, хоча ці характеристики залишаються вищими, ніж сплаву 290X19Г4.

Вивчено вплив ванадію на властивості зносостійкого хромомарганцевого чавуну в діапазоні концентрацій до 1,1%. Установлено, що добавки до 0,3 % ванадію, внаслідок його мікролегувальної та розкиснювальної дії, знижують зносостійкість та твердість сплаву. Це можна пояснити тим, що після додавання в хромомарганцевий розплав невеликої кількості ванадію, він витрачається переважно на розкиснення металу, а з підвищенням вмісту ванадію до 1% суттєво зростають і зносостійкість, і твердість сплаву, оскільки збільшується кількість надтвердих карбідів ванадію. Подальше збільшення вмісту ванадію недоцільне, оскільки утворюються великі карбіди округлої форми, які мають поганий зв'язок з металом матриці і швидко викришуються із неї під дією абразиву.

Досліджено вплив сурми на структуру та властивості базового хромомарганцевого чавуну в діапазоні концентрацій до 1,0% (за присадкою). Невеликі присадки сурми (до 0,15%) в хромомарганцевий чавун сприяють підвищенню твердості та зносостійкості сплаву. Це пояснюється тим, що сурма

впливає не тільки на евтектичне перетворення, але і на кристалізацію аустеніту. Сурма зсуває евтектичну точку в бік меншого вмісту вуглецю і цим збільшує кількість евтектики та подрібнює її.

Отже, для підвищення зносостійкості хромомаргацевого чавуну його необхідно додатково мікролегувати перед заливанням у форми сурмою в кількості 0,10...0,20 %.

Вплив бору на експлуатаційні характеристики чавуну вивчено в діапазоні концентрацій до 0,1% (за присадкою). Установлено, що додаткове оброблення чавуну бором суттєво підвищує твердість і зносостійкість металу.

Модифікування чавуну бором підвищує його технологічні та експлуатаційні властивості і цим знижує вміст у чавуні хрому, ванадію, нікелю. Вводити бор слід в досить малій кількості – до 0,020%.

Для підвищення твердості і зносостійкості хромомарганцевих чавунів їх доцільно модифікувати бором у межах 0,005...0,020%.

Вплив РЗМ на експлуатаційні характеристики хромомарганцевого чавуну вивчено в діапазоні концентрацій РЗМ до 0,8 % (за присадкою). Установлено, що додаткове оброблення хромомарганцевого чавуну присадками РЗМ (до 0,25 %) підвищує зносостійкість і твердість металу. РЗМ ефективно зв'язують сірку та кисень у хромомарганцевих чавунах, змінюють форму неметалевих включень з кутастої або продовгуватої на глобулярну, яка менше знеміцнює сплав. Присадки РЗМ помітно подрібнюють структуру вихідного металу. Отже для підвищення зносостійкості і твердості хромомарганцевих чавунів їх доцільно модифікувати присадками РЗМ у межах 0,10...0,25%.

За результатами виконаної роботи зроблено такі висновки:

1. Для литих деталей, які працюють в екстремальних умовах, доцільно використовувати дешевий хромомарганцевий чавун хімічного складу, %: 2,5...2,9% С; 18...20% Cr; 3,8...4,5% Mn; P і S – до 0,025, оброблений 0,1...0,5 Ti; 0,45...0,65 V; 0,1...0,2 Sb; 0,005...0,020 В або 0,10...0,25 РЗМ.

2. Перспективними галузями використання чавуну можуть бути теплоенергетика, гірничо-металургійний комплекс, машинобудування тощо.

Рудницький А.А.¹, Соценко О.В.^{1, 2}, Малый А.В.²

(¹НМетАУ, Днепропетровск; ²НПФ «Парамі», Запорозьє)

ЭФФЕКТИВНАЯ ЛИТНИКОВАЯ СИСТЕМА ДЛЯ КОЛОСНИКОВ ОБЖИГОВЫХ И АГЛОМЕРАЦИОННЫХ МАШИН

В настоящее время колосники для агломерационных и обжиговых машин отливают в разовых литейных формах из высокохромистых и хромоникелевых сталей. Учитывая сложность отрезки прибылей из таких марок сталей, в литейной технологии используют отводные прибыли. Питатели литниковых систем оказывают большое влияние на качество отливок. Они являются связующим звеном между отливкой и прибылью, и должны обеспечивать поступление расплава стали из прибыли для компенсации объемной усадки при снятии теплоты перегрева и затвердевании отливок (рис. 1, а).

Для устранения недостатков существующей технологии литья колосников было проведено экспериментальное исследование температурного поля отливки колосника при затвердевании и охлаждении в литейной форме.

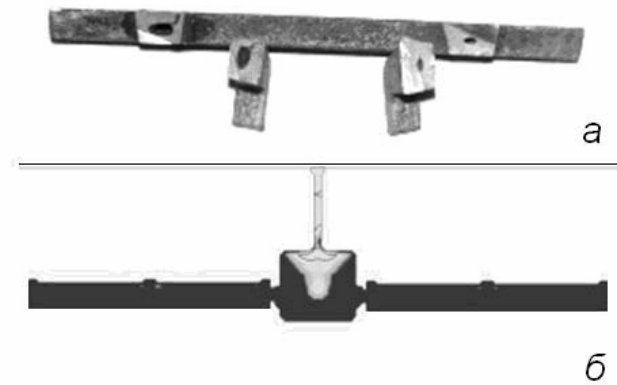


Рис. 1. Осевые усадочные раковины в колоснике, изготовленном по существующей технологии (а), и концентрированная усадочная раковина в компьютерной модели колосника (б)

Этот же процесс моделировали при помощи программы LVMFlow. Полученные при моделировании температурные поля были идентичны температурным полям, полученным экспериментально. Это дает основания считать данные, полученные при моделировании процессов с помощью программы LVMFlow, пригодными для усовершенствования технологии.

По температурным полям, полученным экспериментально, можно сделать вывод, что питатель перемерзает раньше, чем заканчивается затвердевание самого колосника. Следовательно, причиной появления усадочной осевой раковины в колоснике является недостаточное питание отливки из-за перемерзания питателя (см. рис. 1, а).

При помощи программы LVMFlow был смоделирован ряд процессов с питателями, имеющими различные геометрические параметры. Ширину питателя варьировали в пределах от 5 до 25 мм с шагом 5 мм, а высоту в пределах от 15 до 25 мм с шагом 5 мм. Лучшие результаты по обеспечению питания усадки отливки были получены при использовании питателя пирамидального сечения с размерами оснований 15 x 30 мм, 15 x 25 мм и высотой 30 мм. При такой конфигурации питателя была повторно получена диаграмма изменения температуры с течением времени для колосника, прибыли и питателя (рис. 2).

При такой форме и размерах питатель не перемерзает до окончания затвердевания колосника. Колосник, отлитый с усовершенствованной ЛПС, не имеет пористости (рис. 1, б). Кроме того, данная конфигурация питателя позволяет легко отделять ЛПС от отливки.

Экспериментальное исследование и компьютерное моделирование температурного поля отливки колосника при затвердевании и охлаждении показало хорошую сходимость экспериментальных и расчетных данных.

Это позволило разработать технологический процесс, обеспечивающий получение качественных отливок без дополнительных проблем с отделением литников.

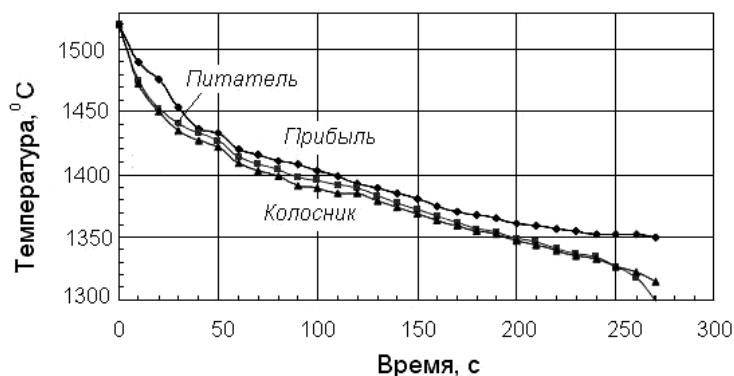


Рис. 2. Изменение температуры в прибыли, питателе и отливке после усовершенствования ЛПС

Рудницкий А.А., Соценко О.В.
(НМетАУ, Днепрпетровск)

КОКИЛЬНОЕ ЛИТЬЕ КОЛОСНИКОВ ИЗ СТАЛИ 75X28H2СЛ

Колосники агломерационных машин обычно отливают в песчано-глинистые формы из литейных высокохромистых сталей, так как они обладают высокими антикоррозионными свойствами при повышенных температурах. Известно, что необходимым уровнем жаростойкости при максимальной температуре спекания на агломерационной машине (1050 °C) обладает сталь с ледебуритной структурой содержащая 1,0...1,2% углерода и 25...30% хрома. Такому содержанию основных элементов соответствует сталь марки 75X28H2СЛ. При литье в кокиль мелких отливок из этой стали можно ожидать увеличение уровня их физико-механических и эксплуатационных свойств.

В работе проведено компьютерное моделирование и исследование элементов технологического процесса литья колосников из стали 75X28H2СЛ в кокиль. Конструктивно был выбран кокиль с вертикальным разъемом, что обеспечивает простоту литниковой системы и возможность отвода газов через разъем формы.

Данные, полученные в результате моделирования затвердевания отливки колосника при помощи программы LVM Flow, показывают, что напряжения возрастают с увеличением перепада температуры в стенке кокиля практически линейно. С ростом начальной температуры кокиля снижается перепад температуры в его стенке и, следовательно, снижается уровень напряжений. Поэтому перед заливкой необходимо нагреть кокиль из чугуна СЧ 20 до температуры 100...120 °C.

При разработке конструкции кокиля, учитывая быстрое охлаждение расплава в контакте с металлической формой, была принята короткая литниковая система. Площадь поперечного сечения питателя увеличили на 25% по сравнению с соответствующей площадью поперечного сечения питателя для песчано-глинистой формы.

При выборе технологических параметров литья с помощью программы LVM Flow рассчитывали время заливки и затвердевания отливки в форме. Были заданы следующие параметры расчета: начальная температура кокиля 100...120 °С, толщина покрытия кокиля 0,1...1 мм, плотность покрытия 1600...1700 кг/м³, толщина стенки кокиля 15 мм.

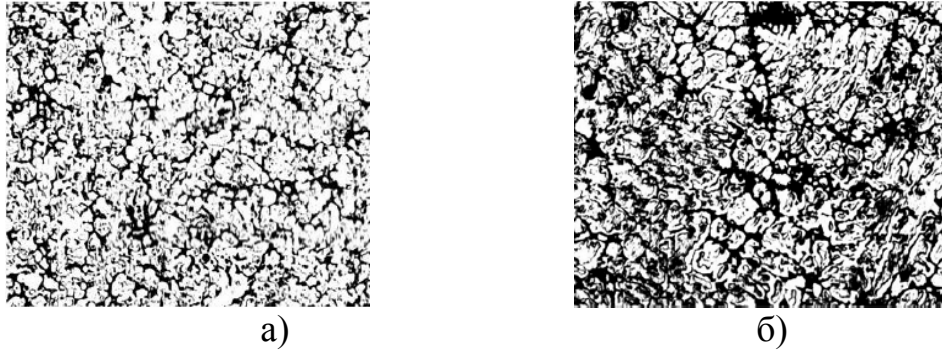


Рис. 1. Микроструктура колосников из стали 75Х28Н2СЛ, отлитых в кокиль (а) и в разовую песчано-глинистую форму (б), x100

Как показал опыт, интервал между окончанием заливки и раскрытием кокиля должен быть 8...10 секунд. При этом температура на поверхности колосника составляет около 1200 °С, а толщина слоя затвердевшего металла составляет около 10 мм и он практически находится в пластическом состоянии. Следовательно, торможение усадки не вызывает напряжений, которые могут стать причиной образования высоких остаточных напряжений, а так же исключает защемление отливки кокилем. Колосники, отлитые в кокиль, в среднем имеют массу на 0,09 кг больше, чем масса колосников той же модели, отлитых в разовую литейную форму. Установлено, что колосники имеют феррито-ледебуритную структуру с равномерным распределением эвтектической фазы – ледебурита. Материал колосников, отлитых в кокиль, имеет более мелкодисперсную микроструктуру, чем материал колосников, отлитых в разовую песчано-глинистую форму (рис. 1).

Доказано, что литье колосников в кокиль позволяет повысить относительную плотность металла в отливке до 94...96 % по сравнению с 89 % для отливок, полученных в песчано-глинистой форме, и за счет повышения плотности материала отливки заметно повысить уровень ее механических и эксплуатационных свойств.

Садова О.Л., Кашицкий В.П.

(Луцкий НТУ, м. Луцьк)

**ДОСЛІДЖЕННЯ КОРОЗІЙНОЇ СТІЙКОСТІ ЕПОКСИКОМПОЗИТІВ
ТРИБОТЕХНІЧНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ**

kashickij@yandex.ru

Для виготовлення зносостійких деталей машин та механізмів, призначених для роботи без змащення, добре зарекомендували себе композиційні матеріали на основі полімерів. Багатоваріантність фізико-механічних і

триботехнічних властивостей, які визначаються комплексом характеристик в'язучого і наповнювачів, дозволяє отримувати матеріали, які можуть використовуватись у вузлах тертя без мастильних матеріалів та хімічного впливу агресивного середовища. До них відносять матеріали, які утворюють вторинні структури на робочих поверхнях в процесі тертя та здатні до самоорганізації і структурного пристосування.

Полімеркомпозити на основі епоксидних смол характеризуються високими фізико-механічними властивостями та хімічною стійкістю полімерної основи. Введення металевих наповнювачів підвищує механічні характеристики епоксикомпозитних матеріалів, однак при цьому відбувається зміна корозійної стійкості. Тому в даній роботі необхідно дослідити вплив хімічного складу та вмісту дрібнодисперсних наповнювачів на корозійну стійкість епоксикомпозитів. Вибір наповнювачів здійснено враховуючи функціональні властивості порошкових матеріалів, які здатні забезпечити високу зносостійкість матеріалу триботехнічного призначення.

Розроблені полімеркомпозити на основі епоксидної смоли ЕД-20 містять твердник (поліетиленполіамін), металеві (мідь, бронза, залізо) та мінеральні наповнювачі (оксид міді). Тверднення епоксикомпозитних зразків відбувалося за нормальних умов протягом 24 год. Для уникнення високих залишкових напружень в епоксикомпозитному матеріалі застосовано ступінчастий режим термічної обробки, який передбачав нагрівання в печі до температур 50 та 100 °С з витримкою 1 год, а далі – до 120 °С з витримкою 4 год.

Встановлено, що для більшості композитів збільшення маси відбувається внаслідок переважання процесів водопоглинання (табл. 1).

Таблиця 1 – Хімічна стійкість епоксикомпозитів

середовище наповнювач	H ₂ O	HNO ₃	HCl	H ₂ SO ₄	NaOH	NaCl
без наповнювача	+0,9	+1,05	+1,25	+1,65	+1,60	+1,10
Cu	+0,7	+1,45	+0,84	+1,35	+0,92	+1,02
CuO	+1,35	-0,42	-2,15	-0,28	+1,55	+1,42
бронза	+0,48	+0,72	+1,40	+1,52	+1,10	+1,05
Fe	+0,32	+1,15	-2,25	-0,10	+1,65	+1,25

Досліджено, що найменшу корозійну стійкість мають матеріали, наповнені залізом. Це можна пояснити достатньо високою хімічною активністю заліза, порівняно із міддю. Під час перебування епоксикомпозитних зразків, наповнених залізом, у розчинах хлоридної і сульфатної кислот на поверхні спостерігається виділення бульбашок газу (H₂), який негативно впливає на триботехнічні властивості виробу та його корозійну стійкість. Тому використання даного наповнювача обмежує застосування

трибоматеріалів з нейтральним або лужним середовищем. Часткове розчинення встановлено також для зразків, наповнених оксидом міді, однак виділення газу при цьому не відбувається.

Встановлено, що в процесі досліджень зовнішній вигляд зразків практично не змінився. Отже, отримані епоксикомпозити характеризуються високою хімічною стійкістю, оскільки зміна маси у середньому становить 0,9...1,5 % після 500 год експозиції. В результаті можна стверджувати, що розроблені матеріали можливо використовувати у триботехнічних системах, які піддаються впливу хімічно активних середовищ.

Самарай В.П., Глазова М.А.

(НТУУ «КПІ», г. Київ)

ВИБРОУПЛОТНЕНИЕ ПЕСКА ДЛЯ БЕЗДЕФЕКТНОГО ЛИТЬЯ

samaraj@ukr.net

Вопросы виброуплотнения песка как одного из видов формовочной смеси на сегодня достаточно актуальны, так как применяются во многих способах получения различных отливок: стоматологическое литье, ювелирное литье, литье по газифицируемым моделям, вакуум-пленочная формовка, литье по выплавляемым моделям и др. Именно поэтому, правильно выбранные режимы виброуплотнения – одни из основных факторов, которые имеют большое влияние на качество готовой отливки.

В работе рассматривается: уплотняемость и текучесть песка в зависимости от степени нагруженности, совместное поведение в форме различных фракций песка, доля каждой фракции, их влияние на процессы виброуплотнения, явление расслоения песка, явление виброрезонанса, методы и способы управления виброрезонансом с целью достижения оптимального уровня уплотнения, конечная прочность после уплотнения в виде силы сцепления Кулона, процессы разуплотнения песка. Актуальны исследования текучести и уплотняемости песков и формовочных смесей в зависимости от режима и вида вибрации (вертикальная, горизонтальная, круговая горизонтальная, объемная вибрации). На процессы уплотняемости и текучести влияют: геометрия модели, фракционный состав песка, частота и амплитуда колебаний, направление и время действия вибрации и вес груза, которым пригружают поверхность формы, затухание колебаний вибрации, внутреннее и внешнее трение, коэффициенты сцепления, бокового давления и реологические свойства песков и смесей.

Для максимальной абсолютной вибродеформации песка в экспериментальной круглой опоке время уплотнения различных фракций песка не превышало 8 секунд, что отвечает литературным данным. Наибольшая степень уплотнения фракции 04 с деформацией 6,5 мм (12%) достигается на 8 секунде. Наименьшая степень деформации у фракции 1,6 и 1, что составляет 2,5 (4,5%) и 3 мм (5,7%) соответственно. Фракция песка 0,315 показывает наибольшую скорость уплотнения, за 4 секунды достигается максимально возможный показатель деформации для данной фракции – 5 мм (~9%).

С помощью деформационной (реологической) зависимости определяются реологические свойства формовочной смеси: предельное напряжение сдвига, вязкость и упругость для их дальнейшего использования в программе моделирования уплотнения формовочной смеси. Испытания на деформацию формовочной смеси можно наглядно зафиксировать в динамике для кинематического анализа, расчетов и контроля.

Очень перспективно совместное использование результатов деформационно-реологических испытаний с результатами общепринятых классических технологических испытаний, с исследованиями отливок на дефектность, с кинематическими исследованиями и результатами имитационного моделирования. Перспективны совместное использование всех известных и возможных проб на дефектность отливок, а также исследование влияния на степень уплотнения формы и качество отливок различных соотношений фракционного состава песка, определение резонансных режимов уплотнения, в том числе управления и последовательного перемещения резонанса по объему формы.

Самарай В.П., Глазова М.А.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

**ВПЛИВ ВІБРОУЩІЛЬНЕННЯ ФОРМУВАЛЬНОЇ СУМІШІ НА
ОТРИМАННЯ БЕЗДЕФЕКТНОГО ЛИТВА**

samaraj@ukr.net

Одними з найвагоміших досягнень сучасного ливарного виробництва є технології виготовлення виливків методами лиття за моделями, що газифікуються, вакуум-плівкова формовка, лиття за витоплюємими моделями, а також ювелірне та стоматологічне литво. Найбільш привабливою особливістю цих технологій є застосування сипких дисперсних матеріалів без зв'язувального компонента, які ущільнюються вібруванням, і для вказаних методів лиття є єдиними методами ущільнення. Вібрування також ефективно застосовується для рідкорухомих сумішей (ЖСС), які переважно застосовуються для ювелірного та стоматологічного лиття, тобто такі дослідження є вельми актуальними, особливо для виливків складної конфігурації.

Цілями дослідження є:

а) за допомогою літературного огляду і дослідів визначити технологічні фактори, які найбільше впливають на утворення дефектів у виливках і визначити відомі регресійні моделі інших авторів;

б) дослідити, яким чином реологічні властивості формувальних сумішей впливають на щільність форми та якість готового виливка;

в) спроектувати та виготовити технологічні проби на дефекти виливків, які залежні від реологічних та технологічних властивостей формувальних сумішей та ступеню їх ущільнення;

г) дослідити суміші різного складу та вплив на утворення дефектів лиття;

д) зібрати статистичні спостереження дефектів литва для аналізу, оцінки, діагностування, прогнозування та моделювання браку готової литої продукції;

ж) провести досліди з впливу режимів віброуцільнення на якість форми, стрижнів та виливків;

з) провести машинні експерименти імітаційним моделюванням ущільнення ливарної форми. Отримати графічне зображення розподілу ступеню ущільнення за допомогою використання програми моделювання в Excel «Моделювання ущільнення ливарної форми і прогнозування дефектів, пов'язаних з цими процесами»;

и) побудувати регресійні моделі.

В задачі дослідження входять аналіз, порівняння і побудова раніш відомих та власних регресійних моделей і необхідно дослідити наступне:

1. Реологічні властивості формувальної суміші: граничне напруження зсуву, в'язкість, пружність. Дослідження можливі в режимах реального віброуцільнення, дослідів запису реологічної залежності ущільнення пресуванням та запису реологічної залежності зсуву.

2. Технологічні властивості формувальної суміші: твердість форми, ущільнювальність (у стандартній гільзі), текучість (проба Орлова), газопроникність, живучість, формвальність, обсипаємість формувальної суміші, міцність на стискання, на розрив, на зріз (зсув), вологість формувальної суміші, середня щільність форми.

3. Проби на дефектність:

а) на гарячі тріщини (циліндрична проба на 2 товщини стінки виливка) для різних сплавів;

б) на гарячі тріщини кільцеподібна;

в) на пригар;

г) на шорсткість поверхні виливка;

д) на точність (відповідність) геометричних розмірів виливка;

ж) на засмічення.

4. Кінетика ущільнення (деформація формувальної суміші).

5. Розподіл щільності елементарних об'ємів ливарної форми. Побудова багатофакторних регресійних моделей локальних щільностей в залежності від загальної щільності, режимів і властивостей сумішей.

6. Дослідження впливу складу суміші або фракцій піску на дефектність та досліджувані властивості (реологічні та технологічні).

Види ущільнення, які досліджуються:

а) за допомогою вібрації (змінні напрям, частота, амплітуда, час вібрації);

б) за допомогою різних режимів струшування;

в) за стандартних ударів копра (імітація пресування);

г) пресуванням.

Слід зауважити на відомі графічні залежності між щільністю форми та дефектами (І.В. Матвеєнко – дефекти: “просік” (від переущільнення), “пригар”; Мухоморов і ін. – “ужиміни”, “вибуховий пригар”, “складчастість”, “га-

рячі тріщини”). Слід зауважити також на відомі моделі регресії (аналітичні залежності) дефектів від технологічних факторів).

Для реалізації вищеназваного попередньо виконано наступне:

1. Літературний огляд, патентний пошук.

2. Зібрана статистика дефектів для різних груп виливків і з різних заводів: Арселор (Кривий Ріг), завод «Лепсе» (м. Київ), Маріупольський металургійний комбінат, АвтоВАЗ (м. Тольятті), Машинобудівний завод м. Гомель (Білорусь) і інші.

3. Спроектвані і виготовлені нові види оснащення для виготовлення литих проб на дефекти (моделі і стрижневі ящики):

а) “кільцеподібна проба на “гарячі тріщини“;

б) два нові типорозміри “циліндричних проб” на “гарячі тріщини” – (меншого розміру за аналогією з вже виготовленою пробою великого розміру;

в) “гексагональна проба на “пригар” і “шорсткість” – два нових типорозміру менших габаритів за аналогією з уже виготовленою пробою великого розміру;

г) “циліндрична проба” меншої ваги на “пригар” і “шорсткість” спеціально для віброущільнення.

Самарай Р.В., Богушевський В.С., Самарай В.П.

(НТУУ «КПІ», г. Київ)

**СМАЗЫВАНИЕ ПРЕСС-ФОРМЫ НА РОБОТИЗИРОВАННЫХ
КОМПЛЕКСАХ ЛИТЬЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ В ЗАКРЫТОМ
СОСТОЯНИИ С УПРАВЛЕНИЕМ НЕЧЕТКИМИ РЕГУЛЯТОРАМИ
oxygen@i.ua**

При литье под давлением смазывание пресс-форм с одной стороны обеспечивает хорошие условия съема отливок, а с другой – смазочный материал (СМ) отрицательно воздействует на качество отливок, вызывая газовые раковины, побежалости, загрязнение поверхности. Нужно стремиться к режиму эксплуатации пресс-формы с минимальной толщиной смазочного слоя. Смазывание пресс-форм в закрытом состоянии (СПФЗС) позволяет успешно решить это противоречие при автоматическом смазывании [1].

На роботизированных технологических комплексах (РТК) ЛПД, все операции могут осуществляться в автоматическом цикле. Эксплуатация комплексов показала низкую надежность существующих систем смазывания форм на основе стационарных форсунок и подвижного блока форсунок. Кроме этого, данные системы смазывания обладают рядом существенных недостатков: большой расход СМ, загрязнение окружающей среды и ухудшение условий труда, необходимость переналадки форсунок при замене форм, неэффективность смазывания рабочих поверхностей форм сложной конфигурации, имеющих теневые участки.

Целесообразно и актуально для управления и регулирования РТК ЛПД использовать новейшие подходы кибернетики и системного анализа, а именно – нечеткую логику и нечеткие регуляторы.

Внедрения и эксплуатации устройств СПФЗС позволяет устранить перечисленные выше недостатки и сформулировать ряд практических рекомендаций и выводов. Свободный объем камеры прессования на момент впрыскивания дозы СМ должен составлять больше 30% общего объема камеры. Скорость первой фазы прессования должна сохраняться неизменной до полного сбора расплава в камере прессования и устанавливаться на уровне, обеспечивающем полное испарение СМ с зеркала расплава, а литниковая система должна обеспечивать перетекание парогазовой смеси в полость формы на всем протяжении этого времени. Внедрение СПФЗС, как правило, требует увеличения площади сечения каналов вентиляционной системы.

СПФЗС обеспечивает получение минимально необходимой толщины слоя СМ на рабочих поверхностях форм. Применение системы регулирования температуры литейной формы на базе регулирования нечетким регулятором позволяет более точно регулировать продолжительность подачи теплоносителя для нагрева литейной формы. Применяем стандартную схему системы управления с нечетким регулятором (НР).

НР реализуется на микропроцессоре и работает в дискретном режиме. Поэтому система автоматического управления с НР содержит устройства связи с объектом – АЦП и ЦАП. При решении задачи синтеза нечеткого регулятора принимаем число термов, с помощью которого оцениваются лингвистические переменные ошибки системы в регулировании температуры, скорость изменения ошибки, ускорение ошибки, управляющее воздействие на объект. Лингвистическое правило управления представляется в определенном виде для проведения расчетов.

После проведения всех расчетов и сравнений, определяется продолжительностью подачи теплоносителя. Таким образом, подачу теплоносителя необходимо прекратить в момент достижения равенства соответствующего выражения.

Выводы: Расход СМ при использовании СПФЗС на РТК ЛПД сокращается в 10 раз, увеличивается производительность труда за счет совмещения операций смазывания форм и прессования, значительно сокращаются выбросы СМ в атмосферу цеха. Недостатки устройств СПФЗС: не исключены случаи забивания распылителя штифтовой форсунки расплавом. В целом СПФЗС обеспечивает получение качественных отливок и заслуживает более широкого внедрения.

Литература:

1. Смазывание форм в закрытом состоянии на роботизированных комплексах литья под давлением / Н. В. Плехов, В. Н. Зеленов, Л. И. Жугаев, А. Р. Клишо // Литейное производство. – 1989. – №2. – С. 29...30.

Санькова Є.О., Вініченко В.Г., Могилатенко В.Г.
(НТУУ «КПІ», м. Київ)

МЕТОД ОДЕРЖАННЯ ЛІГАТУРИ З ПОРОУТВОРЮВАЧЕМ ДЛЯ ВИПЛАВКИ ПІНОАЛЮМІНІЮ

Введення в алюмінієві розплави тугоплавких частинок для армування та модифікування алюмінієвих сплавів є складним завданням, що обумовлено низьким змочуванням неметалевих частинок розплавом при температурах плавки. Поверхневі ефекти перешкоджають як їх введенню, так і рівномірному розподілу по об'єму розплаву. Для забезпечення необхідного результату потрібне застосування зовнішніх впливів на систему розплав – частинки, у якості якого був обраний принцип магнітогідродинамічного перемішування.

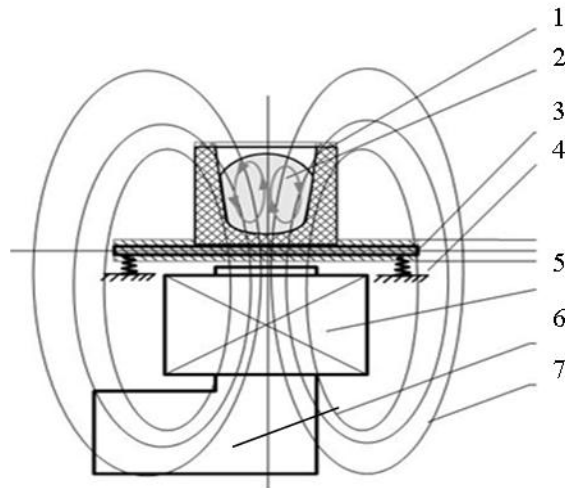
Перемішування розплавів у металургійних печах електромагнітним полем є широко розповсюдженим способом, який застосовується більше 70 років і є найбільш ефективним при виплавленні сплавів. Принцип МГД-перемішування забезпечується за рахунок дії змінного електромагнітного поля на розплав алюмінію, який є електропровідною рідиною. Під впливом змінного електромагнітного поля, згідно закону електромагнітної індукції, в розплаві утворюються вихрові струми і, як наслідок, сили Лоренца, які викликають інтенсивний рух розплаву. Сили Лоренца по-різному проявляються в різних зонах ванни розплаву, однак за рахунок бігучого електромагнітного поля в розплаві утворюються потужні течії з вираженим напрямком, які суттєво прискорюють процеси перемішування, розчинення лігатур, вирівнювання температури і хімічного складу по всьому об'єму ванни розплаву.

Мета зроблених експериментальних досліджень полягала в отриманні лігатур шляхом замішування порошкоподібних тугоплавких неметалевих матеріалів в рідкий алюмінієвий сплав марки АК7 під дією електромагнітного перемішування. Дослідження проводили у ФТІМС НАНУ та на кафедрі ливарного виробництва НТУУ «КПІ».

Механізм перемішування в МГД-печі аналогічний тому, який має місце в індукційних низькочастотних тигельних печах, в яких розплав піднімається уздовж центральної осі тигля і опускається уздовж його стінок, утворюючи симетричну картину перебігу рідкого металу. На поверхні розплаву при цьому утворюється опуклий симетричний меніск (рис. 1).

Дослідження зміни магнітної індукції при віддаленні від торця магнітопроводу показало, що на відстані 100 мм від сталеві платформи її величина знижується в 10 разів (0,03 Тл), а на відстані 150 мм в 20 разів (0,015 Тл). Крім того, немагнітний металевий столик частково екранує магнітне поле, тому на відстані 150 мм його дія, принаймні, візуально не виявляється.

Введення частинок проводили при температурі розплаву 720 °С з перемішуванням металу електромагнітним полем протягом 3 хвилин. Маса металу в тиглі становила 650 г.



1 – тигель із калієвого фторфлогопіту; 2 – алюмінієвий сплав; 3 – сталеві плити; 4 – пружні елементи (4 шт.); 5 – обмотка електромагніту; 6 – магнітопровід електромагніту; 7 – силові лінії магнітного поля

Рис. 1. Схема впливу на розплав електромагнітного перемішування

Вимірювання висоти підйому меніска металу в тиглі, який в ході експериментів становив від 5 до 20 мм, дозволило з використанням рівняння Бернуллі оцінити величини швидкостей перемішування металу в центрі тигля і вздовж його бічних стінок, що становило 0,3...0,6 м/с.

При реалізації інтенсивного електромагнітного перемішування в об'ємі металу створюється рух розплаву у вигляді тора, при якому маси металу обертаються відносно його осі, а в об'ємі розплаву утворюються зони зниженого і підвищеного тиску (центр вихору-тора, його зовнішня частина) куди, залежно від вектора швидкості, спрямовуються грудки порошку. У разі, коли порошок надходить в метал у вигляді конгломератів, то за умови інтенсивного перемішування розплаву, велика частина композитних частинок виштовхується за межі вихрових потоків металу.

Аналіз результатів введення композитних частинок під поверхню рідкого металу показав, що після введення порошку композитних частинок під поверхню розплаву близько 20...30 % його об'єму спливало на поверхню металу в вигляді конгломератів; після відключення електромагнітного впливу близько 20...30 % його об'єму спливає на поверхню (що було обумовлено тим, що в процесі обробки розплаву частина порошку утримувалася в центрі сформованих в результаті перемішування вихорів).

При зсуві центральної осі тигля щодо центру торця магнітопроводу виникає несиметрична картина течії, що видно по зміщенню меніска (рис. 2).

При переміщенні тигля по поверхні електромагніту відбувається поступова зміна напрямку обертання розплаву, що сприяє кращому замішуванню частинок у рідкий метал. Однак при зупинці обертання розплаву відбувається розшарування розплаву на збагачений частинками та збіднений ними.

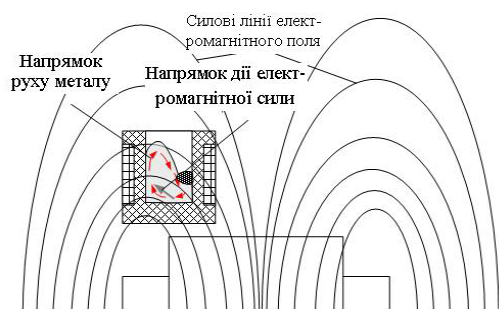


Рис. 2. Схема методу одержання лігатури

Тому при постійному обертанні додатково знижували температуру розплаву майже до температури ліквідусу. При цьому не спостерігалось розшарування розплаву і було одержано однорідну лігатуру для подальшого її використання при створенні пористого алюмінієвого сплаву (рис. 3).



а



б

Рис. 3. Форма поверхні розплаву при перемішуванні в рідкому (*а*) та твердо-рідкому стані (*б*)

Сиропоршнєв Л.М.¹, Бачинський В.Д.¹, Бубликов В.Б.²
(¹НТУУ «КПІ», ²ФТІМС НАН України, м. Київ)
АНАЛІЗ СУЧАСНИХ МЕТОДІВ МОДИФІКУВАННЯ ЧАВУНУ
МАГНІЄВИМИ ЛІГАТУРАМИ

Модифікування є обов'язковою технологічною операцією отримання чавунів з кулястим або вермикулярним графітом, а також марок чавуну з пластинчастим графітом. При модифікуванні цілеспрямовано змінюються хімічний склад, структура, фізико-хімічні властивості розплаву, створюються умови, що сприяють зародженню центрів евтектичної кристалізації і утворення графітових включень певної форми.

У машинобудуванні при виробництві виливків перевага надається лігатурам на основі феросиліцію з масовою часткою магнію 3...10%.

Найбільш часто використовуються такі методи ковшового модифікування кремній-магнієвими лігатурами: в закритих ковшах (Tundish-процес),

у відкритих ковшах з привантаженням лігатури (Sandwich-процес), а також їх комбінація. В якості позаковшових методів використовується модифікування: в автономних проточних реакторах (In-flow-through-процес). За даними компанії «Mechanite Metal» використовуються варіанти Inconnod-процесу: для модифікування розплав масою 15...50 кг проточний реактор встановлюється зверху ливарної форми, а для модифікування великих мас металу (до 3 т) реактор встановлюється між індукційною піччю (міксером) і заливальним ковшем. Модифікування протікає без піроефекту. Високоєфективним є модифікування в проточних реакторах (реакційних камерах), розташованих безпосередньо у ливарній формі (Inmold-процес). Сучасні методи модифікування легкими кремній-магнієвими лігатурами, щільність яких в два рази менше щільності рідкого чавуну, з метою підвищення ступеня переходу магнію в чавун передбачають затримку спливання часток лігатури до моменту розплавлення утримуючого компонента (Sandwich) та ізоляцію процесу реакційної взаємодії з киснем атмосфери (Tundish, In-flow-through, Inmold).

За даними фірми «Elkem», що в світі займає провідне положення по модифікаторам і технологіям модифікування, за технологічними показниками кращим є метод модифікування в ливарних формах (табл. 1).

Таблиця 1 – Показники процесів модифікування чавуну магнієвими лігатурами

Показник	Метод модифікування			
	Sandwich-процес	Tundish-процес	In-flow-through-процес	Inmold-процес
Масова частка Mg, %	3...10	3...10	3...10	5...10
Ступінь засвоєння Mg, %	35...60	50...70	40...60	70...90
Вміст сірки в чавуні (не більше), %	0,03	0,03	0,03	0,02
Обмеження по масі чавуну, що оброблюється, кг	–	–	< 1000	< 500
Гнучкість процесу (найвища 5 балів)	5	4	3	1

За даними фірми «Ford», використання внутрішньоформового модифікування в порівнянні з Sandwich-процесом дає економічний ефект 20...30 доларів на одну тонну виливків.

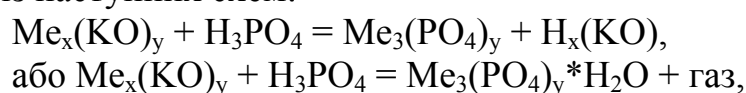
В результаті внутрішньоформового модифікування найбільшою мірою розвиваються процеси графітизації. У виливках формується дрібнокристалічна структура без включень евтектичного цементиту з підвищеною кількістю фериту в металевій основі, що забезпечує отримання оптимальних механічних властивостей високоміцного чавуну в литому стані.

Смольська В.С., Кравченко Б.Х., Лютий Р.В.
(НТУУ «КПІ», м. Київ)

ТЕРМОДИНАМІЧНІ ОСНОВИ СИНТЕЗУ НОВИХ ЗВ'ЯЗУВАЛЬНИХ КОМПОНЕНТІВ ДЛЯ ЛИВАРНИХ СТРИЖНІВ

Основою для покращення якості виливків, в першу чергу із чавуну та сталі, є удосконалення процесів виготовлення ливарних стрижнів за рахунок підвищення технологічних та робочих властивостей сумішей. Дослідження відомих та розроблення нових неорганічних зв'язувальних компонентів – це шляхи вирішення даної задачі. Серед таких матеріалів високий зв'язувальний потенціал мають фосфорні солі багатьох металів, але в ливарному виробництві досліджені лише деякі з них.

Теоретично можливим є розроблення нового складу сумішей на основі солей ортофосфорної кислоти, які мають просту схему зміцнення та високий рівень властивостей. Це можливо в результаті взаємодії H_3PO_4 з поширеними в ливарній області неорганічними сполуками. Основну увагу слід приділити солям активних металів. В такому випадку взаємодія може проходити за однією із наступних схем:



де: Me – метал;

KO – кислотний залишок;

x, y – відповідно валентності металу і кислотного залишку.

Найбільш поширеними кислотними залишками є SO_4 ; SO_3 ; NO_3 ; NO_2 ; Cl. Сполуки $Me_3(PO_4)_y$ або ж їх кристалогідратна форма $Me_3(PO_4)_y \cdot nH_2O$, як правило, мають зв'язувальні властивості.

Кислота H_3PO_4 слабша за кислоти H_2SO_4 ; H_2SO_3 ; HCl; HNO_3 , і з цієї точки зору проходження наведених реакцій є неможливим. Але з іншого боку, якщо в правій частині реакції утворюється нерозчинна сіль, тоді слабка кислота може витіснити сильну з її солей, за умови, що сіль сильної кислоти водорозчинна.

Таким чином, ортофосфорна кислота теоретично може витіснити з їхніх солей азотну, соляну і навіть сірчану кислоту, причому зворотна реакція буде неможлива при тих же умовах. Фосфати в основному нерозчинні, за винятком фосфату натрію і малорозчинного фосфату магнію. Тому з хімічної точки зору реакції можливі з більшістю відомих солей металів. Але це не єдина умова, яка може забезпечити реальне проходження взаємодії в складі стрижневої суміші.

Був проведений ряд термодинамічних розрахунків з метою визначення теоретичної можливості зміцнення сумішей з ортофосфорною кислотою та великим рядом неорганічних солей металів, результати яких представлені на графіках (рис. 1...4). Визначали величину і знак ізобарно-ізотермічного потенціалу (енергії Гібса) для наведених поруч із графіками хімічних реакцій. Розрахунки проводили при нормальних умовах (298 К або 25 °С), а також при

473 К, або 200 °С. Перший варіант відповідає холодному зміцненню стрижнів, другий – зміцненню в гарячому оснащенні.

З даного графіку ми бачимо, що вказані реакції не відбуваються як при нормальних умовах, так і при нагріванні, отже зміцнення стрижневих сумішей із даними зв'язувальними системами не відбуватиметься.

Термодинамічна ймовірність проходження наступної групи реакцій (рис. 2) є більшою. Взаємодія кислоти із хлоридами магнію та кальцію в кристалогідратній формі може і має відбуватися з утворенням відповідних фосфатів. Тому ці матеріали застосовувати як компонент зв'язувальної системи доцільно.

Наступна група реакцій (окрім взаємодії ортофосфорної кислоти з CaCO_3) є термодинамічно неможливими при нормальних умовах, а нагрівання до 200 °С сприяє їх проходженню (рис. 3). Отже, дані композиції можуть стати новими зв'язувальними системами для стрижневих сумішей теплового зміцнення.

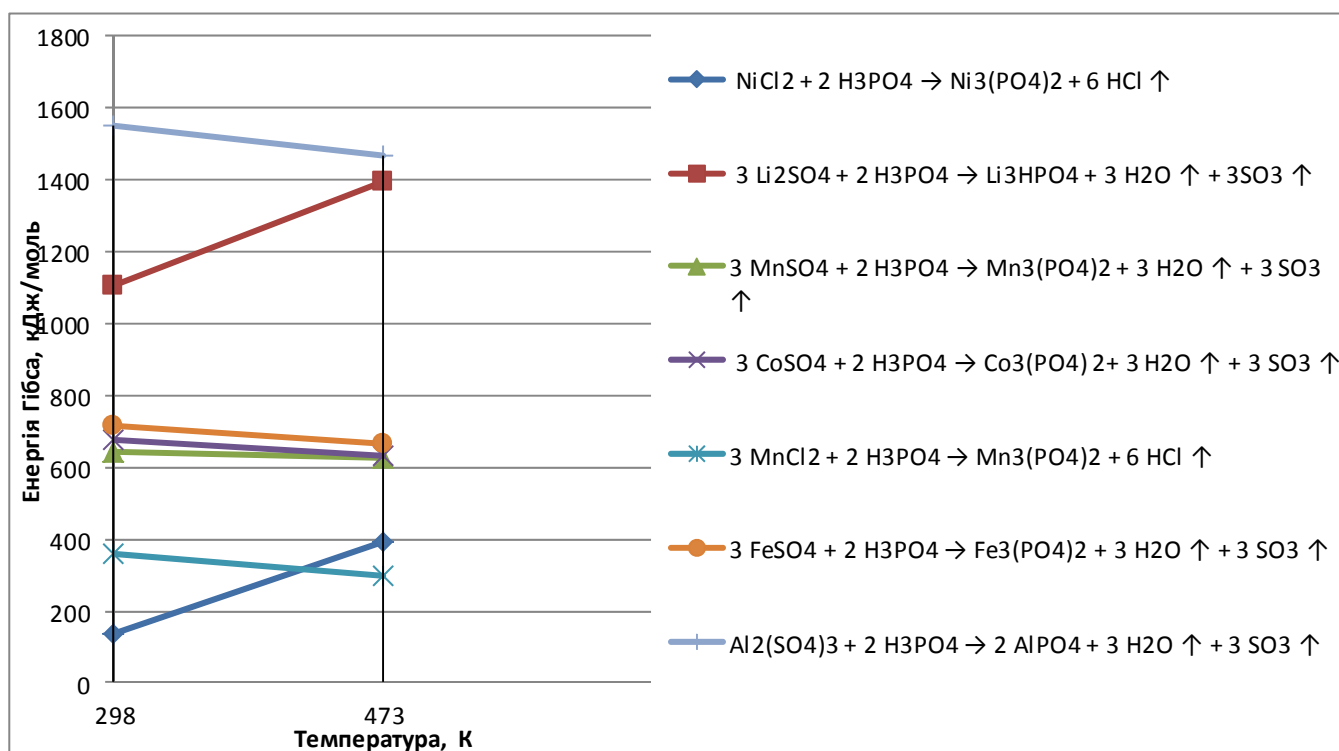


Рис. 1. Розрахункові значення енергії Гібса для термодинамічно неможливих реакцій

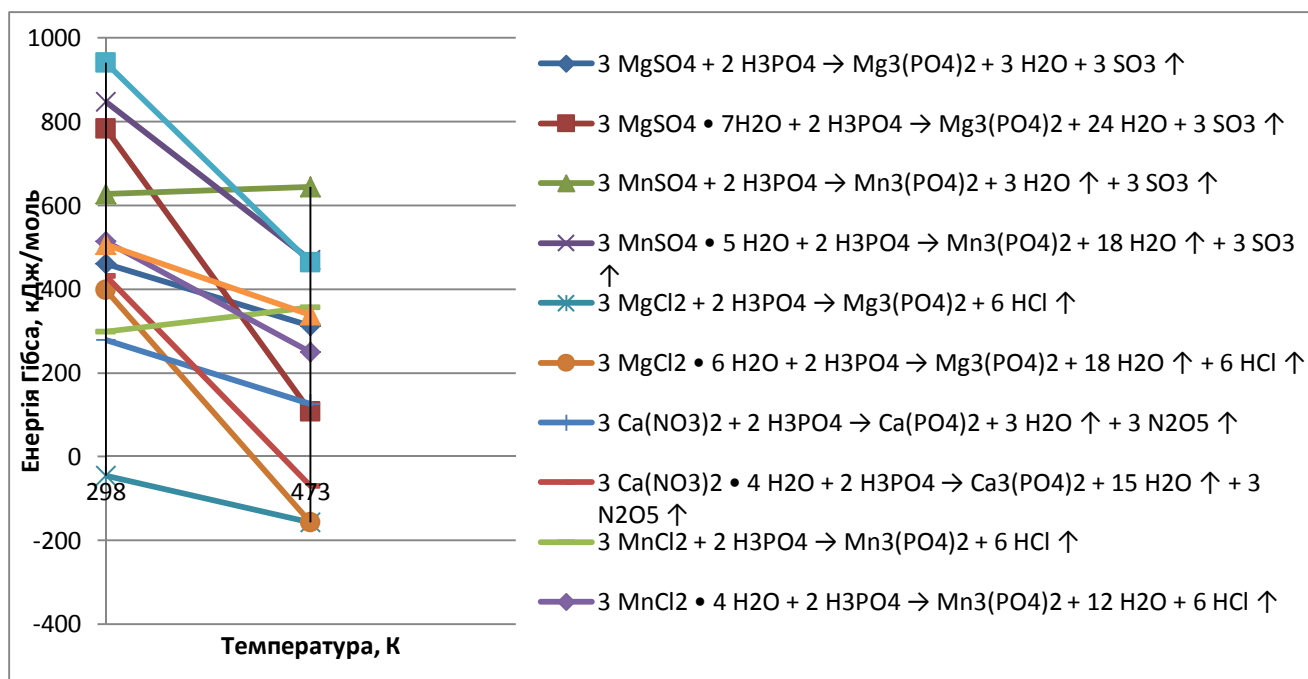


Рис. 2. Розрахункові значення енергії Гібса для реакцій за участю кристалогідратів

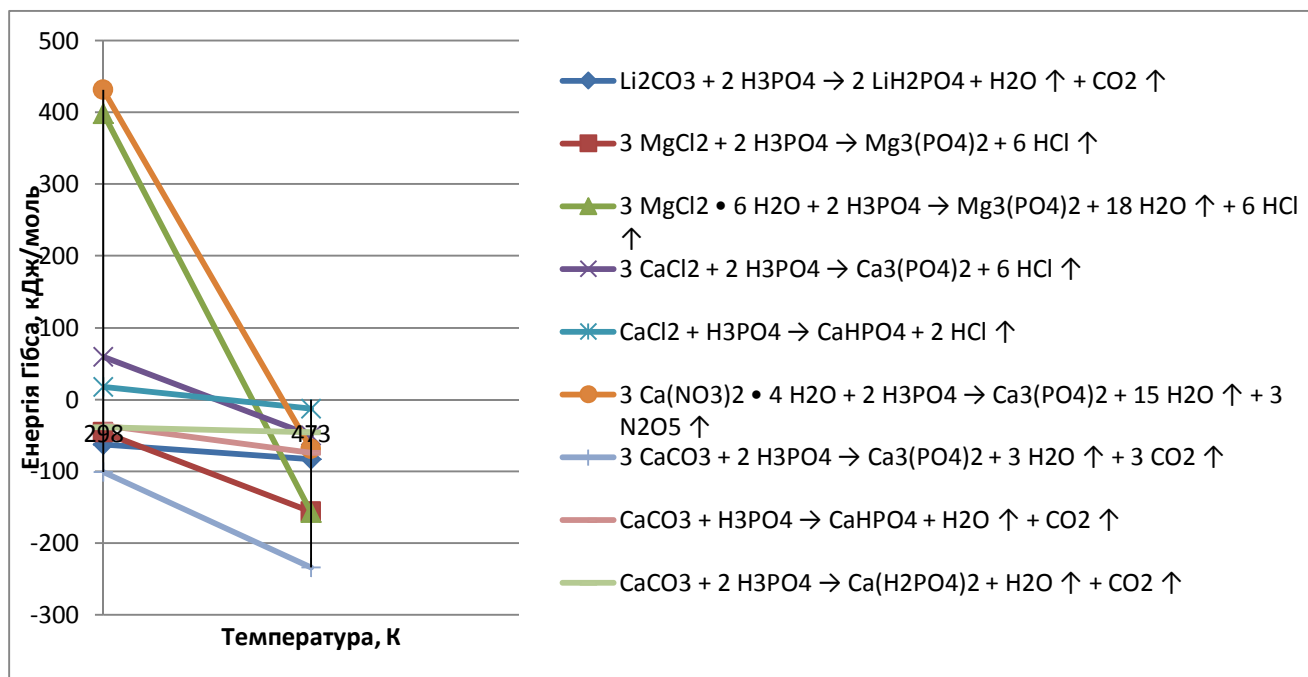


Рис. 3. Розрахункові значення енергії Гібса для термодинамічно можливих реакцій

Група реакцій (рис. 4) можлива тільки при нагріванні, причому 200 °С тут недостатньо. Тому дані зв'язувальні системи можуть бути рекомендовані для стрижнів, які зміцнюються при 250...300 °С в оснащенні.

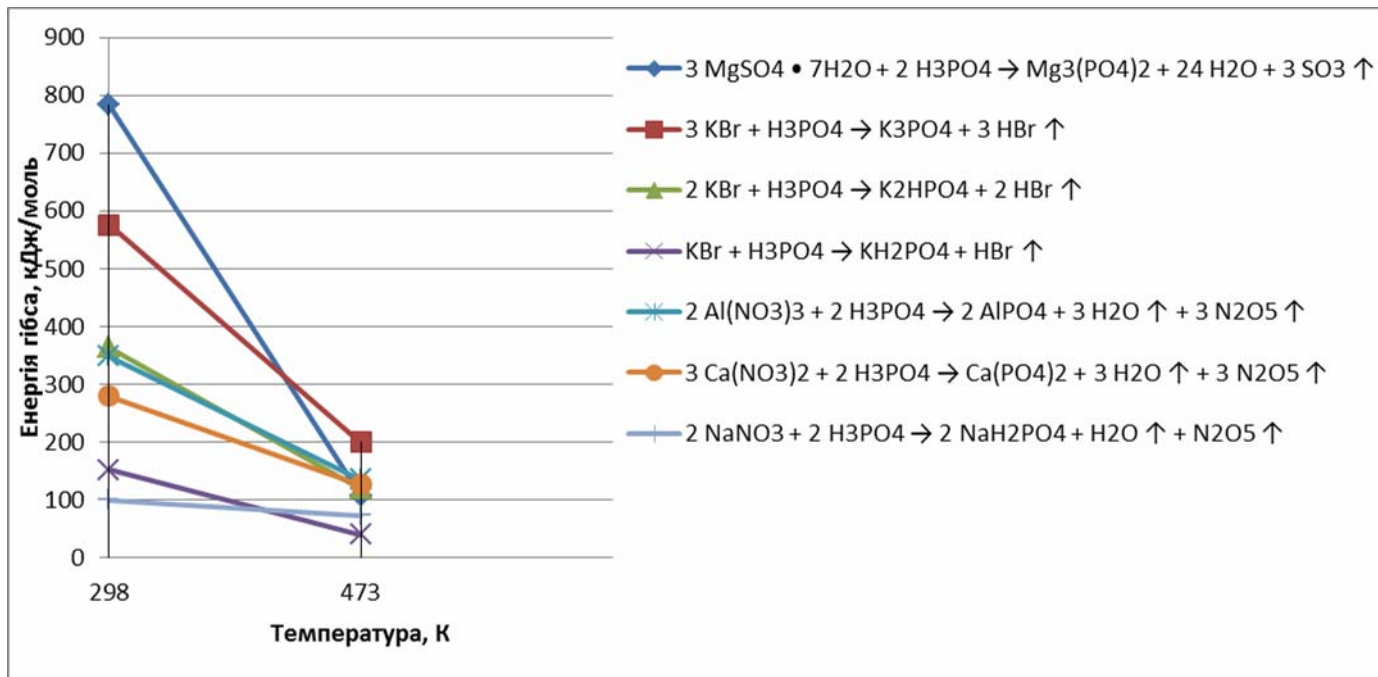


Рис. 4. Розрахункові значення енергії Гібса для реакцій, які можливі при температурі понад 200 °С

Соколовська Л. А.

(ФТІМС НАН України, м. Київ)

ОСОБЛИВОСТІ ЧИСЕЛЬНОГО РОЗРАХУНКУ ТЕМПЕРАТУРИ В СИСТЕМІ РОЗПЛАВ – МІКРОХОЛОДИЛЬНИКИ

Спосіб суспензійного лиття з введенням в розплав дробу відноситься до прогресивних способів виробництва сталевих зливків і виливків з підвищеними фізико-механічними властивостями литого металу. При нагріві і плавленні дробинок в розплаві повністю або частково знімається його перегрів, що підвищує швидкість тверднення та сприяє подрібненню структури литого металу за рахунок збільшення в розплаві кількості центрів кристалізації.

Процес плавлення дробинок в розплаві задовольняє [1] диференціальним рівнянням нестационарної теплопровідності з початковими та граничними умовами внутрішнього теплообміну між рідким металом та дробинками, що розплавляються. Для раціонального вибору режимів введення дробу в розплав доцільно розраховувати температурні поля в системах розплав – дробинки методами чисельного розв’язку задач плавлення, які відносяться до найбільш складних нелінійних задач нестационарної теплопровідності [2] з фазовими переходами (задачі Стефана).

Для чисельного розв’язку теплових задач плавлення використовуємо комбінований кінцево-різницеви метод явно-неявного типу [2], який враховує переваги явного методу розрахунку температур по точності обчислень та

переваги неявного методу розрахунку по стійкості обчислень нестационарних температурних полів в системі дробинка-розплав.

При проведенні варіантних розрахунків температурних полів в литих дробинках і оточуючому їх розплаві використаний метод обчислювального експерименту з врахуванням температурної залежності теплофізичних властивостей рідкої і твердої фаз та двофазної зони плавлення литих дробинок. Крім того, в коефіцієнті контактного теплообміну між розплавом і стальними дробинками врахований тепловий опір окисної плівки на їх поверхні.

З метою розрахунку нестационарних температурних полів в системі дробинка – розплав розроблені кінцево-різницевий алгоритм та обчислювальна Фортран-програма. У відповідності з блок-схемою обчислювальної програми в пам'ять ПЕОМ вводяться вхідні дані, до яких відносяться [2]: радіуси дробинки та розрахункового об'єму оточуючого її розплаву, початкові температури дробинки та рідкої сталі, температури ліквідуса і солідуса сталі, коефіцієнти теплопровідності, питома теплоємність та щільність твердої і рідкої фаз, прихована теплота плавлення дробинки-мікрохолодильників, товщина окисної плівки, розрахункові проміжки по радіусу системи дробинка – розплав та розрахункові часові проміжки (кроки).

Розрахунок температурних полів проводиться від початкового розподілу температури в дробинках і розплаві до моменту досягнення температури ліквідуса в центрі дробинки або середньокалориметричної температури в системі дробинка – розплав. Розроблена програма забезпечує можливість роздрукування температури в дробинці і розплаві через задані інтервали часу. Аналіз температурних полів в системі дробинка – розплав дозволяє визначити тривалість нагріву і тривалість плавлення дробинки, моменти утворення і зникнення гарнісажу на поверхні дробинки та його максимальну товщину.

Результати математичного моделювання температурних полів в системі розплав – дробинка доцільно використовувати для обґрунтування оптимальної дози і фракції введених в розплав дробинки-мікрохолодильників при розробці технологічних режимів суспензійного лиття спокійної та киплячої сталі.

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. Соколовская Л.А., Мамишев В.А. Численное моделирование прикладных задач с фазовыми переходами / Праці міжнародного симпозіуму “Питання оптимізації обчислень” (ПОО-XXXIII). – Київ: Ін-т кібернетики НАН України, 2007. – С. 264...265.

Соценко О.В.

(НМетАУ, г. Днепропетровск)

О МЕЖФАЗНОМ РАСПРЕДЕЛЕНИИ МАГНИЯ И ЦЕРИЯ В ВЫСОКОПРОЧНОМ ЧУГУНЕ

Исследования распределения глобуляризирующих модификаторов между фазами высокопрочного чугуна и в объеме графитных включений, выполненные в течение последних десятилетий, часто дают весьма неоднозначную количественную информацию. Для уточнения характера распределения модификатора между графитом и матрицей чугуна на микрозонде «Самеса» было проведено исследование относительной концентрации магния и церия в микрообъемах чугуна массивного вала (рис. 1).

Одновременно в тех же участках был выполнен сопоставительный анализ содержания Fe, Ni, Mo, Si, Mn. Это позволило установить состав микрообъемов чугуна, в которых наблюдались концентрационные пики модификаторов. Аналогичное исследование было выполнено в микрообъемах цилиндрических образцов с диаметром 1 мм из нелегированного чугуна, закаленных с высокой скоростью из жидкого состояния (рис. 2).

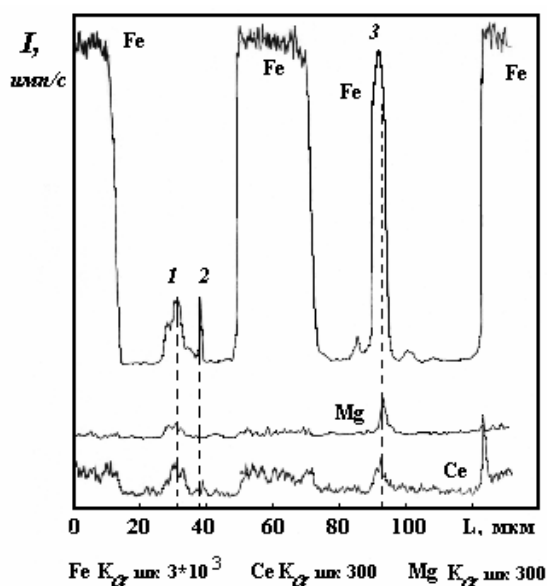


Рис. 1. Распределение магния и церия в сечении двух смежных включений графита в валковой отливке

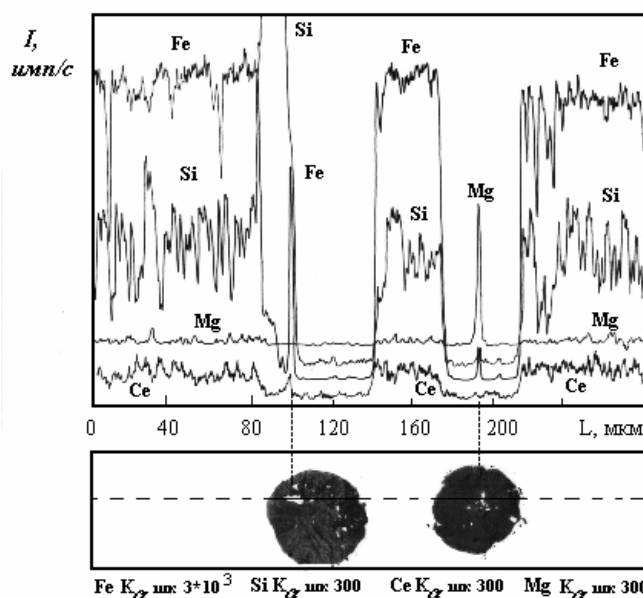


Рис. 2. Распределение магния и церия в сечении двух смежных включений графита в матрице образца, закаленного из жидкого состояния

На приведенных рисунках концентрационные профили с повышенным содержанием железа и кремния четко выявляют участки матрицы. Минимальная концентрация этих элементов соответствует участкам, занятым графитом. Независимо от скорости охлаждения чугуна содержание магния и церия в графите во всех случаях более низкое, чем в металлической основе. Характерной особенностью кривых распределения магния и церия в пределах

графитных участков является наличие на них в большей или меньшей мере выраженных концентрационных пиков, соответствующих центральным и периферийным зонам графитных включений (см. пики 1...3 на рис. 1 и рис. 2). В то же время на концентрационных кривых большинства включений графита, подвергнутых анализу, таких аномальных пиков не наблюдается. Наличие пиков повышенной концентрации модификаторов особенно в центре включений можно было бы рассматривать как еще одно экспериментальное подтверждение известных гипотез, в которых такая концентрация модификатора является основополагающим фактором. Однако более детальный анализ полученных экспериментальных данных, показывает, что участкам с повышенной концентрацией модификатора соответствуют пики на концентрационных кривых Fe и Si (см. рис. 1...2). На концентрационных кривых распределения модификатора в других включениях графита, подвергнутых анализу, таких пиков нет, но и отсутствуют также в сечениях графитных включений участки матрицы с повышенной концентрацией железа.

Выявленный параллелизм в распределении модификаторов и элементов, входящих в состав металлической основы, дает основание утверждать, что повышенная локальная концентрация модификатора в графитных включениях высокопрочного чугуна в действительности обусловлена наличием в их структуре участков матрицы.

Стрижакова К.В, Лютий Р.В.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

СТРИЖНЕВА СУМІШ З НЕОРГАНІЧНОЮ ЗВ'ЯЗУВАЛЬНОЮ СИСТЕМОЮ ОРТОФОСФОРНОЇ КИСЛОТИ І КАРБОНАТУ НАТРІЮ

Розроблення нових неорганічних зв'язувальних компонентів для стрижневих сумішей є актуальним, оскільки удосконалення процесів формоутворення – це резерв для загального підвищення якості литва.

Фосфорнокислі солі мають високі зв'язувальні властивості у поєднанні з основними вогнетривкими матеріалами, які використовують в стрижневих сумішах як наповнювачі. Але на сьогодні застосування таких солей зведено майже до нуля. Основним чинником, який стримує розвиток технологій виготовлення стрижнів із таких сумішей, є нестабільність хімічного складу порошкових матеріалів, які використовуються як оксидні затверджувачі.

В сучасних дослідженнях кафедри ливарного виробництва чорних і кольорових металів НТУУ «КПІ» велику увагу приділено розробленню нових зв'язувальних компонентів, основою яких є фосфорні солі металів. Вони являють собою двокомпонентні системи з ортофосфорної кислоти та хімічних сполук, які після взаємодії з нею забезпечують утворення фосфату відповідного металу. Цими сполуками є солі алюмінію, кальцію, натрію або калію.

Зокрема, було встановлено, що використання ортофосфорної кислоти разом із солями натрію ($\text{Na}_5\text{P}_3\text{O}_{10}$, $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3$, $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$, $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_8$, Na_2SO_3 , NaNO_3

та NaCl) дозволяє отримати стрижневі суміші, які зміцнюються в гарячому оснащенні (150...300 °С, в залежності від вибраної солі натрію) із високими техніко-економічними показниками.

Однак розроблення нових стрижневих сумішей пов'язано також із технологічними труднощами. Оскільки вказані сполуки вступають при нагріванні в хімічну взаємодію з H_3PO_4 , то необхідно враховувати, які побічні продукти можуть утворитися. Застосування сірчаноокислих сполук натрію небажане, оскільки високоймовірним є виділення газоподібних продуктів.

Окрім вказаних матеріалів, доступним та поширеним в ливарних технологіях є карбонат натрію Na_2CO_3 , який також може бути застосований як компонент зв'язувальної системи. При взаємодії його з ортофосфорною кислотою небезпечних продуктів не утвориться, тому дана зв'язувальна система є перспективною з технологічного боку.

Задачею дослідження є розроблення двокомпонентної зв'язувальної системи для стрижневих сумішей, яка складається із H_3PO_4 і карбонату натрію. Для її вирішення проведені теоретичні і експериментальні дослідження, які включали: аналіз процесів хімічної взаємодії при різних температурах ортофосфорної кислоти з неорганічними солями натрію, визначення властивостей сумішей за стандартною методикою.

До складу сумішей входили ортофосфорна кислота 85%-концентрації в кількості 3...4%, Na_2CO_3 в кількості 4...6%, наповнювач – пісок на основі кварцу. Взаємодія між компонентами даної суміші (H_3PO_4 і сіллю слабкої в порівнянні з нею вуглекислоти) за традиційними хімічними уявленнями може відбуватися при нормальній температурі. Але, як показав експеримент, зразки суміші при нормальних умовах абсолютно не зміцнюються.

Для ініціалізації зміцнення суміші було здійснене нагрівання зразків до 100, 150 і до 200 °С, яке призвело до позитивного ефекту. Однак суміш після сушки при 100 °С не твердне, зміцнення починається при більш високій температурі. Витримка зразків при 150 °С дозволила досягти 1,0 МПа при стисканні, витримка при 200 °С – 1,5 МПа.

Аналіз отриманих результатів дає змогу зробити висновок, що зміцнення сумішей із зв'язувальною системою $Na_2CO_3 - H_3PO_4$ відбувається за рахунок хімічної взаємодії компонентів. При цьому побічними продуктами реакції, окрім зв'язувального компонента, є вуглекислий газ та вода, для видалення якої із стрижнів необхідне нагрівання до 150...200 °С. Подальші експерименти будуть направлені на підвищення механічних і технологічних властивостей розробленої суміші.

Тарасов С.Г.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

**ФОРМУВАННЯ НАДТВЕРДИХ ФАЗ У СИСТЕМІ Al-Mg-B
В ПРИСУТНОСТІ ЛЕГУВАЛЬНИХ ДОБАВОК**

tarspo@gmail.com

В останній час матеріалознавство направлено на отримання нових матеріалів з наперед заданими властивостями. Незважаючи на великий спектр створених матеріалів інструментального призначення, задача пошуку нових надтвердих матеріалів (НТМ) залишається доволі актуальною. Це обумовлено створенням конструкційних матеріалів, які вимагають особливих процесів механічної обробки, що забезпечується за рахунок використання новітніх надтвердих матеріалів з комплексом необхідних фізико-механічних характеристик.

На сучасному етапі роботи в галузі створення надтвердих матеріалів (НТМ) розвиваються за рахунок розробки більш раціональних технологій та оптимізації структурних станів, що визначається кількісним співвідношенням фазових складових, дисперсністю їх зеренної структури та субструктурою зерен. Для такого розвитку необхідне знання механізмів структуроутворення матеріалів на всіх стадіях їх отримання, починаючи з вихідних порошків, еволюції їх субструктури та фазового складу під дією високого тиску та температур та закінчуючи кінцевим виробом механізмом його руйнування в різноманітних умовах експлуатації

Перспективними матеріалами можна вважати надміцні композити на базі боридів деяких металів (Al, Mg, Ti та ін.). Достатня хімічна інертність в комплексі з значним рівнем фізико-механічних характеристик (тріщиностійкість, твердість) дають змогу використовувати інструмент з них при температурах до $T \sim 1400$ К.

В роботах [1, 2] була показана можливість одержання НТМ, хімічний склад якого відповідає формулі $MgAl_{14}+X$, де в якості X використовують велику групу добавок (Si, BN і ін.), методом гарячого пресування. Твердість даного матеріалу в залежності від умов одержання і добавок, введених у вихідну шихту, 36...44 ГПа. Завдяки відносній дешевизні одержання, інструмент, оснащений даним матеріалом, конкурентоздатний з інструментами на основі алмаза і cBN й буде ефективним при обробці наплавочних матеріалів і нікелевих сплавів.

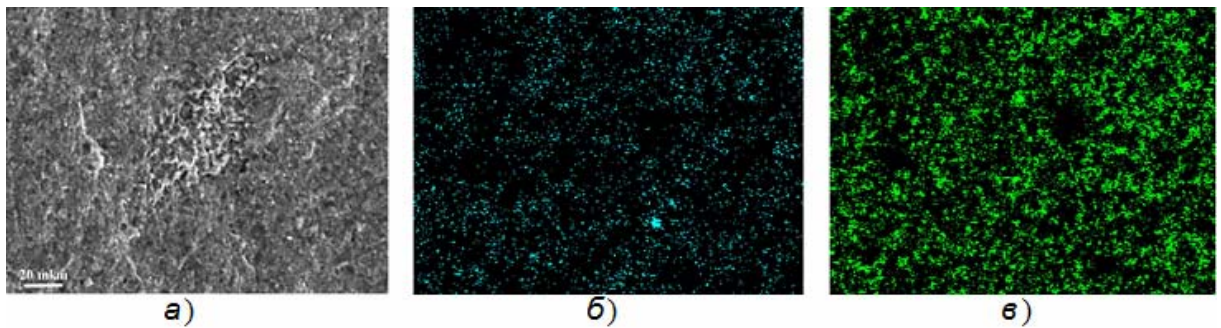
Основними труднощами, які виникають при виготовленні даного НТМ є забезпечення чистоти вихідних компонентів, їх захисту від вологи, кисню, оскільки в протилежному випадку при спіканні утворюються нестійкі побічні сполуки, бору або магнію, які погіршують фізико-механічні властивості одержаного матеріалу, призводять до деградації його експлуатаційних характеристик. В зв'язку з цим в роботі була досліджена можливість одержання в умовах високих тисків та температур надтвердого на основі Al-B₁₂ з добавкою дибориду титану (TiB₂).

Зразок отримано за наступних параметрів: тиск – 7,0 ГПа, температура – 2270 К, витримка 300 с.

Отриманий композит складу 70% α -AlB₁₂ + 30% TiB₂, та розподіл елементів в ньому (рис. 1).

На рис.2 наведено залежність тріщиностійкості композиту складу 70% α -AlB₁₂ + 30% TiB₂, одержаного при температурі 2170 К і тисках від 2,5 до 8 ГПа при тривалості спікання 180 с.

На основі вище наведених досліджень та завдяки оптимізації хімічного складу та умов одержання забезпечено виготовлення стабільних за якістю зразків надтвердого матеріалу на основі сполуки з AlMgB₁₄ орторомбічною структурою і параметрами ґратки $a = 0,58368$ нм, $b = 0,81176$ нм, $c = 1,03073$ нм (рис. 3). Твердість даного матеріалу за Вікерсом при навантаженні на індентор 5 Н складає 39...43 ГПа



а – зображення у вторинних електронах; б – зображення у характерному рентгенівському випромінюванні AlK_α; в – зображення у характерному рентгенівському випромінюванні TiK_α

Рис. 1. Зображення зламу зразка композиту 70% α -AlB₁₂ + 30% TiB₂

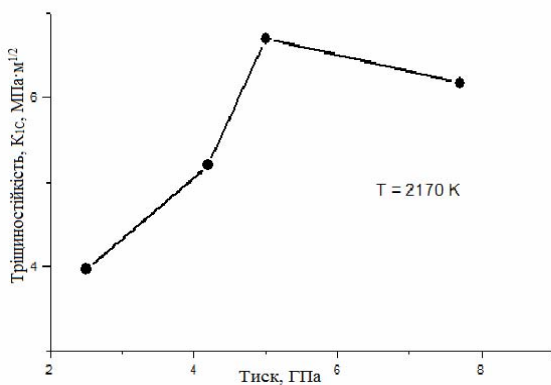


Рис. 2. Залежність тріщиностійкості спеченого матеріалу складу 70% α -AlB₁₂ + 30% TiB₂ від тиску

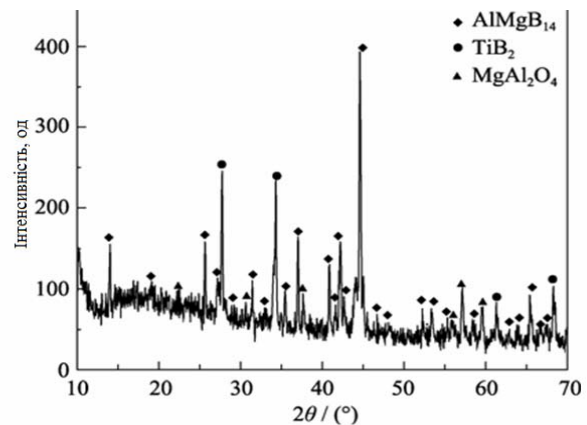


Рис. 3. Рентгенівський спектр надтвердого матеріалу на основі MgAlB₁₄

Показано, що в системі В-Al-Mg введення в вихідну шихту титану веде до утворення композиційного матеріалу на основі AlMgB₁₄ та TiB₂, який має більш високі значення твердості і тріщиностійкості, ніж у випадку AlMgB₁₄.

Література:

1. Пат. 6099605 США, МКИ C04B 035/58; C09K 003/14. Superabrasive boride and a method of preparing the same by mechanical alloying and hot pressing / Cook Bruce A., Harringa Joel L., Russell Alan M. – Опубл. 08.08.2000.
2. Summary information for new high-hardness material based on $AlMgB_{14}$ //Web - <http://cmp.ameslab.gov/cmp/cmp.html>.

Тимофєєва А.В., Гресс О.В.

(ДДТУ, м. Дніпродзержинськ)

**СИСТЕМА РОЗРАХУНКУ ГЕОМЕТРИЧНИХ ПАРАМЕТРІВ НАДЛИВІВ
al_eagle@mail.ru**

Отримання якісного виливка є одним з найважливіших завдань металургії. Завдяки правильному вибору конфігурації, місця установки і розрахунку надливів забезпечується отримання щільних виливків з необхідним рівнем технологічних властивостей, збільшується вихід придатного, знижується брак виливків і, як наслідок, собівартість лиття.

На даний момент відомі різні інженерні методики розрахунку надливів, але немає надійних, які гарантували б високу якість і технологічність виливків, а також отримання максимально можливого коефіцієнту використання металу. Деякі застосовні тільки до конкретних випадків (певна конфігурація надливу, вид лиття, тип сплаву тощо), а деяким характерна універсальність. Частина з них зв'язує приведений розмір виливка і надливу, частина – об'єм надливу і виливка. Більшість методик розроблені емпіричним або напівемпіричним шляхом. Нами були розглянуті наступні методи:

- вписаних сфер (кіл);
- Пржібла;
- Попова А.Д.;
- Василевського П.Ф.;
- спрощений метод УЗТМ;
- комплексний метод (Репях С.І.);
- «американська» методика;
- Вигоднера Л.Ф.

Проведено порівняння даних методик. Результати розрахунків розмірів надливів за всіма методиками для невеликих теплових вузлів відрізняються незначно щодо усередненого значення. Але зі збільшенням об'єму теплового вузла збільшується і розбіг розрахованих показників, що призводить до сумнівів у правильності вибору конкретної методики.

Розглянуті нами методики, хоч і досить універсальні, або трудомісткі в обчислювальному плані, або вимагають визначення величин експериментальним шляхом. Для спрощення розрахунків та скорочення часу на визначення розмірів надливу, було розроблено додаток в програмі Microsoft Excel. Розрахунок показників у додатку проводиться за декількома методиками, які найбільш використовуються. Вихідними даними служать:

- об'єм вузла;

- площа поверхні охолодження;
- марка сплаву;
- приведений розмір.

У процесі розрахунку користувачем обирається методика визначення надливу. На основі довідкового матеріалу, вбудованому в програму, підставляються потрібні коефіцієнти. Кінцевими даними розрахунків є об'єм надливу та оптимальні його геометричні параметри, визначені шляхом використання оптимізаційного методу нелінійного узагальненого градієнта, що знижує, за розробленою нами методикою.

Література:

1. Галдин Н.М. Литниковые системы и прибыли для фасонных отливок [Текст] / Н.М. Галдин, В.В. Чистяков, А.А. Шатульский. – М.: Машиностроение, 1992 – 256 с.
2. Нехендзи Ю.А. Стальное литье [Текст] / Ю. А. Нехендзи. – М.: Государственное научно-техническое издательство литературы по черной и цветной металлургии, 1948. – 767 с.
3. Мащенко А.Ф. Прибыли для фасонных отливок [Текст]: Учеб. пособие/ А.Ф. Мащенко, А.В. Щекин.–Хабаровск: Изд-во Тихоок. гос. ун-та, 2012. – 30 с.

Тошева О.Ю., Прокопчук М.А., Кочешков А.С.
(НТУУ «КПІ», м. Київ)

**ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ФАКТОРІВ НА ЯКІСТЬ ТОЧНИХ
ВИЛИВКІВ ПРИ ЛИТТІ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ВИТОПЛЮЮТЬСЯ**
nikolasprokopchuk@gmail.com

В наш час дуже гостро стоїть питання підвищення якості та зниження браку виливків, що в свою чергу принципово залежить від правильного вибору методу лиття. Метою роботи є зниження браку виливків, які виготовляють методом лиття за моделями, що витоплюються. Дана мета досягається забезпеченням стабільного рівня властивостей ливарних форм, оптимізацією складу сумішей, режимів виготовлення та заливання ливарних форм.

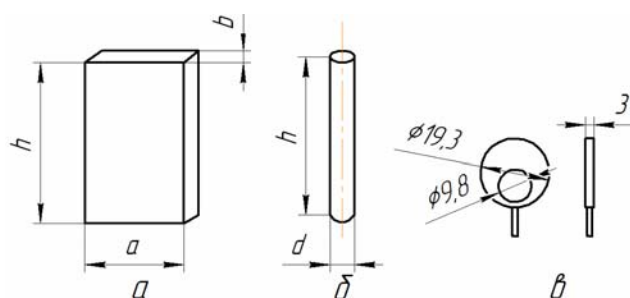
Литтям за моделями, що витоплюються, можна отримувати виливки будь-якої складності, з різною товщиною стінок, які майже не вимагають механічного оброблення, що значно зменшує час та енерговитрати на отримання готової деталі.

Основним фактором, який впливає на якість деталей та на техніко-економічні показники виробництва виливків за моделями, що витоплюються є ливникові системи. Зазвичай 10...30 % браку виливків пов'язано з неправильним вибором типу ливникової системи і, як наслідок, недостатнім живленням вилівка під час затвердіння.

Правильно вибрана ливникова система забезпечує хороше, безперешкодне заповнення форми-моноліту, високу кінцеву якість виливків, очищення від сторонніх включень, мінімалізацію усадкових раковин і поруватості, високі механічні характеристики виливків. Для правильного вибору конструкції ливникової системи та визначення розмірів її основних

елементів необхідно правильно визначити місця підведення металу, напрямку та положення деталі під час заливання.

Для виконання дослідів вибрано сплав латунь ЛС59-1, що якнайкраще підходить для імітації сплаву золота ЗлСрМ585-80. Дякуючи цьому, ми змогли максимально наблизити умови отримання точних виливків до реальних. Схеми дослідних зразків зображено на рис. 1. Живильники до виливків розташовували зверху, а положення виливків на стояку – під кутом 45° і вертикальне (рис. 2). Для виготовлення блоку моделей використовувалась воскова маса виробництва фірми Cristaldo Super Cera, а для формування використовувалась гіпсо-кристалітова формувальна суміш Kerr Cast 2000. Для чіткого відтворення конфігурації виливків лиття відбувалося вакуумним всмоктуванням.



$h = 50$ мм; $d = 5, 10, 15$ мм; $a = 10, 20, 30$ мм, $b = 2, 4, 6$ мм

a – прямокутні зразки; б – циліндричні зразки; в – зразок на тріщиностійкість

Рис. 1 – Схеми дослідних зразків

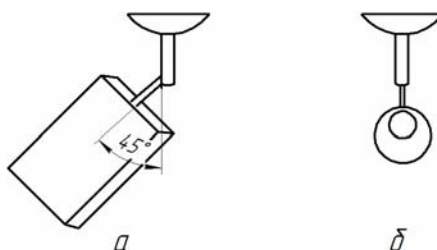


Рис. 2. Схема компоновки блоку виливків під кутом 45° (а) і вертикально (б)

Під час проведення дослідів фіксувались наступні параметри:

- температура металу в тиглі;
- початкова температура форми перед заливанням;
- площа та глибина проникнення дефектів;
- шорсткість зовнішньої та внутрішньої поверхні.

За результатами роботи визначено, що на величину поверхневих дефектів найбільше впливають температура форми та геометрія підведення ливникової системи.

Тошева О.Ю., Прокопчук М.А., Кочешков А.С., Самарай В.П.
(НТУУ «КПІ» м. Київ)
ФАКТОРИ УТВОРЕННЯ ДЕФЕКТІВ У ПРЕЦИЗІЙНОМУ ЛИТВІ
helentosh@ukr.net

Питання підвищення якості та зменшення браку виливків залежить від правильного, достовірного та ефективного методу лиття, їх термічного оброблення.

Ливникові системи мають значний вплив на якість деталей та на техніко-економічні показники виробництва виливків за моделями, що витоплюються.

Для правильного вибору конструкції ливникової системи та визначення розмірів її основних елементів необхідно правильно визначити місця для підведення металу та положення деталі під час заливання.

Досліди проводили на латуні ЛС59-1, підведення живильників до виливків зроблено зверху, положення виливків під кутом. Для виготовлення блоку використовувалась воскова маса виробництва фірми Castaldo Super Sega. Для формування використовувалась гіпсо-кристалітова формувальна суміш виробництва Kerr Cast. Заливання металу в форму-моноліт відбувалося примусово вакуумним всмоктуванням.

Досліди проводились на устаткуванні: ливарна машина УПІ-120-2, муфельна піч виробництва фірми «Рундист», формувальна машина Кауа Cast.

Для вимірювання температури металу використовувалась термопара хромель-алюмель (ТХА), яка під'єднана до цифрового пристрою, що показує значення температури у числовому значенні (°C).

Під час проведення дослідів фіксувались такі параметри:

- температура металу в тиглі;
- початкова температура форми перед заливанням металу;

Виливки, які отримані, характеризуються наявністю таких дефектів як:

- локальна усадка;
- поруватість;
- плівкоутворення;
- пригар;
- підвищена шорсткість.

Спостерігається усадка на циліндрах розмірами Ø15 мм (великогабаритні виливки) при основі (місце підведення живильника), на відміну від циліндрів з розмірами 5 та 10 мм.

На пластинах із сторони ливникової системи є поруватість, тоді як із зовнішньої спостерігається більша площа плівкоутворень.



Рис. 1. Загальний вигляд виливків

На виливках зустрічаються такі дефекти, як «бульбашки».

Часто зустрічається пригар на виливках. Шорсткість поверхні зразків вимірювали профілометром.

Троцан А.И., Каверинский В.В., Бродецкий И.Л.
(ИПМ НАН Украины, г. Киев)

**ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЙ РАСЧЁТ ОБРАЗОВАНИЯ
КАРБОНИТРИДНЫХ ФАЗ В ИЗОТЕРМИЧЕСКИХ УСЛОВИЯХ**
hisie@ukr.net

Одними из важнейших характеристик процесса карбонитридообразования являются состав и количество карбонитридных фаз, выделяющихся в металле при различных температурах, а также распределение элементов между избыточной фазой и твёрдым раствором. Применение математического моделирования и компьютерной техники позволяет быстро осуществлять термодинамические расчёты выделения карбонитридов в микролегированных сталях сложного состава, что может быть использовано для оптимизации процессов термической и термомеханической обработки.

Разработана математическая модель изотермического карбонитридообразования и компьютерная программа для её расчёта. Модель позволяет на основе физико-химических представлений оценить состав и количество карбонитридной фазы, выделяющейся в комплексно микролегированных сталях при различных температурах и составах, а также перераспределение карбонитридообразующих элементов между твёрдым раствором и связанным состоянием. Карбонитридная фаза в данном случае рассматривается как взаимное равновесие всех сосуществующих и выделяющихся из пересыщенного твёрдого раствора карбонитридов в изотермических условиях.

Рассмотрим в качестве примера сталь следующего состава: С – 0,1 %, Мп – 0,45 %, Si – 0,25 %, Al – 0,03 %, Ti – 0,015 %, Nb – 0,03 %, V – 0,05 %, N – 0,005 %, Cr – 0,05 %, Ni – 0,05 %, Cu – 0,03 %, O – 0,002 %, S – 0,005 %. Предположим, что все эти элементы в начальный момент входят в состав

твёрдого раствора в указанном количестве. Из них в образовании карбидов могут участвовать в основном Ti, Nb и V, в образовании нитридов – Ti, Nb, V и Al, содержания которых характерны для микролегированной стали. На рис. 1,а представлена полученная на основании расчётов по разработанной модели система графиков, отражающая соотношение между массами карбидов и нитридов различных элементов, образовавшимися в стали вышеуказанного состава при различных температурах. Доля карбида и нитрида ванадия не показана ввиду её относительной малости. На рис. 1,б представлена зависимость равновесной суммарной массы выделившихся карбидов и нитридов (вместе и по отдельности) от температуры, при которой происходит выделение.

Таким образом, посредством математической модели термодинамического расчёта выделения карбидов и нитридов в микролегированных сталях, учитывающей взаимное влияние карбонитридообразующих элементов на формирование избыточных фаз, определены усреднённые составы и массы выделяющихся карбонитридных фаз в зависимости от температуры изотермической выдержки.

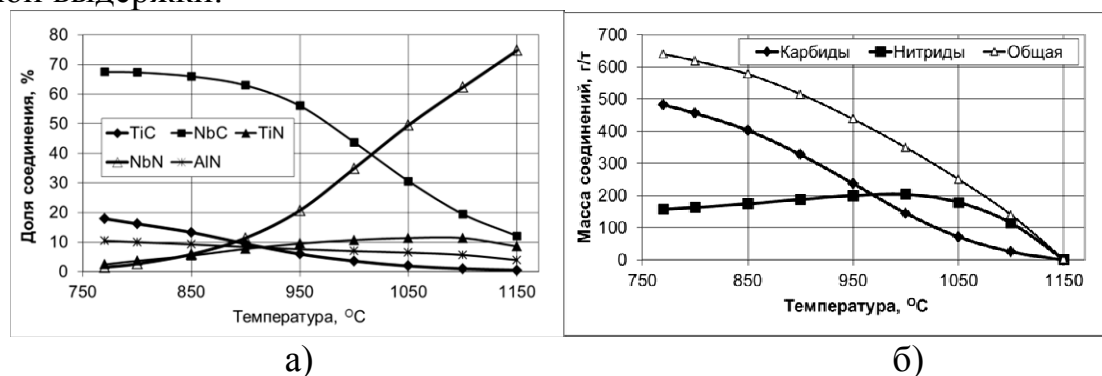


Рис. 1 – Соотношение между карбидами и нитридами Ti, Nb и Al (а); массы карбидной и нитридной составляющих карбонитридной фазы (б)

Показано снижение равновесных долей нитридов и увеличение долей карбидов титана и ниобия при уменьшении температуры изотермической выдержки. При этом также отмечается возрастание доли нитрида алюминия. Установлено, что при низких температурах изотермической выдержки ниобий и титан почти полностью переходят в связанное состояние и выделяются в виде карбонитридных фаз, причем наиболее сильное снижение остаточного твердорастворного содержания при уменьшении температуры расплава наблюдается для ниобия. Снижение остаточной концентрации алюминия в рассмотренном случае незначительно и большая его часть остаётся в растворённом виде.

Федоров Н.Н., Тренкина М.В.

(ДГМА, г. Краматорск)

ПРОЕКТИРОВАНИЕ МОДЕЛЕЙ АВТОРСКИХ ЮВЕЛИРНЫХ ИЗДЕЛИЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СРЕДСТВ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

Современный технологический процесс производства моделей (мастер-моделей) ювелирных изделий, получаемых литьем, состоит из следующих последовательных этапов: идея художника-дизайнера → создание эскиза изделия на бумаге → построение компьютерной 3D-модели изделия в специальной моделирующей программе → получение восковой модели (мастер-модели) различными способами.

Создание эскиза будущего ювелирного изделия – это творческий многостадийный процесс, реализуемый художником-дизайнером на пути от своей фантазии до конечного изображения изделия. В готовом эскизном проекте должны быть отображены оригинальная идея и символичность украшения. Важным моментом на этапе эскизирования является производственный подход к созданию эскиза – учет технологичности и функциональности изделия. Процесс создания эскизного проекта изделия условно можно разделить на три основных этапа:

- 1) выбор стиля изделия, формы камней, вида металла, расположения деталей украшения;
- 2) прорисовка конечного вида изделия с учетом технологических особенностей дальнейшего его получения методами литья;
- 3) утверждение эскизного проекта изделия на художественном совете предприятия.

Следующим этапом в производстве модели ювелирного изделия является создание по имеющемуся эскизному проекту компьютерной 3D-модели будущего изделия. На сегодняшний день существует ряд специализированных компьютерных программ, позволяющих выполнять разные по сложности проектно-дизайнерские ювелирные работы. Особой популярностью среди ювелиров-дизайнеров пользуются такие программы как: Matrix 3D; JewelCADPro; 3DesighnCAD; SolidWorks; PowerShape. Данные программы в полной мере позволяют воплощать в объеме задумку художника-дизайнера с последующим представлением модели изделия в любой координатной плоскости с возможностью внесения любых изменений.

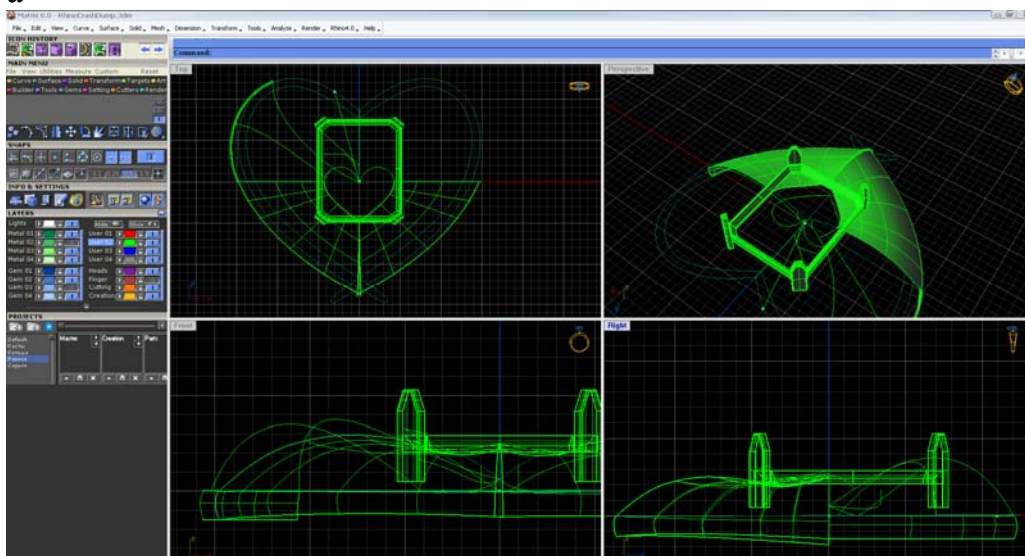
В данной работе в качестве моделирующего приложения для создания 3D-моделей авторских ювелирных украшений была использована программа Matrix 3D, являющаяся плагином CAD/CAM системы Rhinoceros, разработанным специально для ювелирного моделирования (рис. 1).



а



б



в

а – эскиз изделия; б – готовая 3D-модель изделия; в – процесс построения 3D-модели

Рис. 1. Создание модели авторского ювелирного украшения – кулона «Гайна сердца» с использованием программы Matrix 3D

Программа Matrix 3D имеет ряд преимуществ по сравнению с другими вышеотмеченными программами: обширный набор специфических функций и инструментов для создания реалистичных мастер-моделей; возможность вычисления массы и расчета рационального количества ювелирных камней в каждой детали конструкции; возможность создания «презентации» изделия с целью демонстрации законченного вида ювелирного украшения, что особенно важно при утверждении модели заказчиком; сохранение файла с моделью в формате *.stl (стереолитография) с последующим экспортированием на 3D-принтер или станок с числовым программным управлением.

**Фесенко К.В., Фесенко М.А., Місюра С.В.,
Тулуп В.Ю., Косячков В.О.
(НТУУ «КПІ», м. Київ)**

**КАРБІДОСТАБІЛІЗУВАЛЬНА ОБРОБКА РОЗПЛАВУ
ЧАВУНУ В ЛИВАРНІЙ ФОРМІ
fesenkoev87@mail.ru, fesenkoma@mail.ru**

Відпрацьовується спосіб внутрішньоформового модифікування, який дозволяє одержувати двобічні виливки з окремими частинами з твердого зносостійкого білого чавуну та м'якого ударостійкого високоміцного чавуну феритного класу.

Ідея методу полягає (рис. 1) в заливанні форми сірим чавуном евтектичного складу (СЧ) з розділенням його на два потоки, один з яких прямує в одну частину форми після обробки в реакційній камері карбідостабілізуювальним модифікатором (КМ). Інший потік, проходячи крізь реакційну камеру з сфероїдизуювальним модифікатором (СМ), заповнює другу частину форми. При запобіганні гідродинамічному перемішуванню потоків модифікованих чавунів в загальній ливарній формі частина вилівка кристалізується з білого (БЧ), а інша частина – з високоміцного (ВЧ) чавунів.

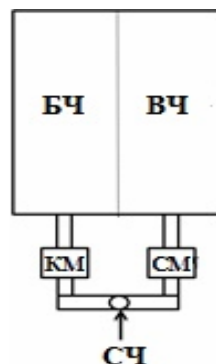


Рис. 1. Схема технологічного варіанту виготовлення двобічних виливків

Традиційний процес сфероїдизуювального модифікування чавуну в реакційній камері ливарної форми сплавом феросиліцію з магнієм типу ФСМг7 був відпрацьований і оптимізований ще на початку 70-х років минулого сторіччя. В процесі внутрішньоформового карбідостабілізуювального модифікування сірого чавуну евтектичного складу виникли певні проблеми.

З усіх карбідостабілізуювальних елементів найбільше розповсюдження в ливарному виробництві отримав хром. При вмісті хрому в чавуні більше 2,5% карбіди типу $(FeCr)_3C$ зберігають стійкість навіть після графітізуювального високотемпературного відпалу.

Враховуючи це, для внутрішньоформового карбідостабілізуювального модифікування чавуну спочатку обрали ферохром марки ФХ900 в кількості 2,0...4,0 % від маси вилівка.

Об'єктом дослідження слугувала ступінчаста проба масою $5,0 \pm 0,2$ кг з перерізами стінок 5, 10, 20, 30, 40, 50 мм і ливниковою системою, яка включала кубічну реакційну камеру з довжиною ребра 40 мм.

Вихідний сірий чавун виплавляли в індукційній тигельній електропечі марки ІЧТ-006 з кислотою футерівкою на шихті, яка складалася з доменного чушкового чавуну. Сухі піщано-глинясті форми заливали відкритим ручним ковшем протягом 14...16 с. Температуру заливання розплаву змінювали від 1420 до 1560 °С.

Встановили, що за час заливання ливарних форм зернисті домішки ферохрому в досліджуваному інтервалі температур не встигають розчинитися і засвоїтися металом виливків. Основна маса присадок залишається в реакційній камері у вихідному або частково спеченому стані. Очевидно, що тугоплавка поверхнева захисна окисна плівка Cr_2O_3 перешкоджає ефективному розчиненню зерен ферохрому в потоці чавуну. Навіть у тонких перерізах проб чавун кристалізується без вибілювання, з сірим кольором зламу.

Для зниження температури плавлення і в'язкості шлаку на основі окисних плівок застосовують активний флюс – плавиковий шпат або кріоліт. У серії додаткових плавок до ферохрому додавали плавиковий шпат в кількості 1,2%. Однак і в цьому випадку після заливання та вибивання форм на дні реакційних камер залишається значна частина нерозчинених частинок модифікувальних домішок. Колір зламу всіх перерізів проби залишається сірим. Не мала успіху і спроба стимулювати механічне перемішування чавуну з ферохромом, додаванням до складу заряду реакційної камери газотвірних домішок: порошкового магнею або пінополістиролу.

Іншими домішками, що стимулюють стабілізацію карбідів заліза та ледебуриту в товстостінних виливках з заевтектичних чавунів є сплави рідкісних і рідкісноземельних металів – так званого мішметалу або нікель-магнієва лігатура [1, 2].

Виходячи з цього, в якості карбідостабілізуювальних присадок для внутрішньоформового модифікування вирішили застосовувати нікель-магнієвий сплав $HMg19$ і церієвий мішметал $Ce48La28Mg3$. Витрата модифікаторів складала 2,0 % від маси виливка.

Встановили, що після внутрішньоформового модифікування вихідного сірого чавуну з пластинчастим графітом роздрібнюваними зернами сплавів $HMg19$ і $Ce48La28Mg3$ у всіх перерізах ступінчастої проби чавун кристалізується за метастабільною системою з наскрізним вибілюванням. Карбідостабілізуювальним внутрішньоформовим модифікуванням сплавом $HMg19$ твердість вихідного чавуну вдалося підвищити з 150...180 НВ до 380...450 НВ, а сплавом $Ce48La28Mg3$ – до 340...410 НВ.

Література:

1. Millis, K.D. Spheroidal graphite cast-iron – its development and future / K.D. Millis // The British Foundryman, 1972. – №1. – P.6...10.
2. Gagnebin, A.P. / Iron Age // A.P. Gagnebin, K.D. Millis, N.B. Pilling, 1949.

Хитько А.Ю., Иванова Л.Х., Шапран Л.А., Симоненко В.В.
(*НМетАУ, г. Днепропетровск*)

ВЫБОР ОПТИМАЛЬНОГО СОЧЕТАНИЯ СЛУЖЕБНЫХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛА ДЛЯ РОЛИКОВ МНЛЗ

Повышение ресурса работы роликов достигается совершенствованием материала, устойчивого к абразивному износу, коррозионному и термическому разрушению в условиях контакта с горячим слябом, наружным и внутренним охлаждением водой.

Оптимальное сочетание служебных свойств может быть достигнуто при изготовлении роликов из нескольких сплавов, в частности, составными. Для рабочего слоя роликов целесообразно применять материалы с высоким сопротивлением термическому, абразивному и коррозионному разрушению, а для внутреннего – несущего слоя – материалы, обеспечивающие высокую конструкционную прочность ролика.

При выборе химического состава стали рабочего слоя роликов, определении структурного класса стали ставились следующие основные задачи: получение структуры, стабильной в зоне рабочих температур поверхности ролика при длительной эксплуатации ($15...550^{\circ}\text{C}$); отсутствие фазовых превращений в этом интервале температур, что гарантирует низкую склонность к налипанию материала сляба; устойчивость свойств при кратковременных нагревах до $700...850^{\circ}\text{C}$, например, при остановке МНЛЗ или отсутствии охлаждения; антикоррозионные свойства; сохранение при длительной эксплуатации достаточно высокой твердости, прочности и ударной вязкости.

С учетом предъявленных требований, для наружного слоя была выбрана сталь типа 20X25H19C2Л с дополнительным легированием, для внутреннего – сталь 20Л.

Сталь 20X25H19C2Л имеет высокий уровень прочностных характеристик $\sigma_{\text{в}} = 452...511$ МПа; $\sigma_{0,2} = 304...297$ МПа при достаточно высокой пластичности, ударная вязкость стали меняется в широких пределах. Сталь внутреннего слоя при высокой прочности отличается низкими значениями пластических свойств и ударной вязкости.

Пестрота механических свойств внутреннего слоя заготовок объясняется смешиванием наружного и внутреннего слоев в процессе отливки, об этом свидетельствуют результаты послойного химического анализа в заднем конце заготовки (табл. 1).

Установлено, что механические свойства сплавов переходной зоны образовавшиеся в результате смешивания двух металлов, занимают промежуточные значения по сравнению со свойствами отдельных сплавов каждой биметаллической пары. Кроме этого определяли длительную прочность материала наружного слоя заготовок. Испытания проводили в изотермических условиях при температуре 600°C , соответствующей условиям работы роликов МНЛЗ.

Таблица 1 – Результаты послыонного химического анализа опытных би-металлических заготовок для роликов МНЛЗ

Марка стали	Диаметр проб, 10 ⁻³ м	Химический состав, масс. %						
		C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni
20X25H19C2Л	280	0,13	2,08	0,73	0,007	0,035	26,3	18,7
	250	0,13	2,10	0,74	0,007	0,035	26,3	19,0
	230	0,14	2,23	0,74	0,007	0,035	26,2	19,1
20Л	205	0,22	0,40	0,50	0,015	0,035	1,24	1,00
	180	0,22	0,42	0,48	0,015	0,035	1,25	0,96
	150	0,22	0,42	0,49	0,015	0,035	1,47	1,08
20X25H19C2Л	320	0,13	2,05	0,73	0,007	0,033	24,3	18,5
	300	0,13	2,04	0,73	0,007	0,033	24,1	18,7
	280	0,13	2,06	0,73	0,007	0,033	24,1	18,7
20Л	255	0,21	0,53	0,50	0,013	0,035	2,40	1,72
	220	0,18	0,50	0,50	0,013	0,035	2,40	1,60
	200	0,18	0,50	0,50	0,013	0,035	2,37	1,62

Образцы после испытания рабочего слоя (сталь 20X25H19C2Л) роликов на длительную прочность в изотермических условиях при температуре 600 °С разрушились после 9427 часов испытаний, что свидетельствует об их достаточно высокой жаропрочности.

Шаломеев В.А., Цивирко Э.И., Слынько Г.И., Морозов Д.А.
(Запорожский национальный технический университет)

**УЛУЧШЕННЫЙ МАГНИЕВЫЙ СПЛАВ МЛ5 ДЛЯ
АВТОМОБИЛЕСТРОЕНИЯ**

gr@radiocom.net.ua

В настоящее время проблема уменьшения расхода топлива и сокращения количества вредных выбросов в атмосферу становится особенно актуальной. Основным из направлений решения этой проблемы является снижение массы автотранспорта. Поэтому применение легких магниевых сплавов взамен стальных и алюминиевых является перспективным направлением развития автомобилестроения. При этом, к отливкам из магниевых сплавов выдвигаются повышенные требования, что вызывает необходимость создания магниевых сплавов с повышенным уровнем механических свойств и жаропрочности.

Известно, что устойчивость интерметаллидов при высоких температурах обеспечивает повышение жаропрочности литья. Так, при модифицировании алюминиевых сплавов скандием, образуются интерметаллиды, устойчивые при высоких температурах и повышающие жаропрочность металла. Учитывая это, можно предположить образование подобных интерметаллидов и в сплаве МЛ5, содержащим алюминий, при модифицировании его скандием.

Исследовали влияние скандия на структуру, механические свойства и жаропрочность отливок из магниевого сплава МЛ5.

Микроструктура сплава МЛ5, отлитого по стандартной технологии, представляла собой δ -твердый раствор с наличием эвтектики типа $\delta + \gamma(\text{Mg}_4\text{Al}_3)$, располагающейся по границам зерен, и интерметаллидов $\gamma(\text{Mg}_4\text{Al}_3)$.

Модифицирование сплава скандием от 0,2 % до 0,5 % способствовало увеличению количества интерметаллидной фазы и уменьшению эвтектики, а при введении 1,0 % Sc эвтектические выделения практически полностью отсутствовали.

Нагрев до температур 150...200 °С способствовал распаду эвтектики в образцах с различным содержанием скандия, вследствие чего происходило упрочнение матрицы за счет дополнительного легирования твердого раствора. Установлено, что более полному распаду эвтектики способствовало повышение растягивающих напряжений. Так, для структуры рабочей части образцов после испытаний на длительную прочность при напряжении 80 МПа характерно большее выделение интерметаллидов и измельчение зерна в сравнении с его нерабочей частью.

В микроструктуре образцов, прошедших испытания на длительную прочность, проявляются полосы скольжения, по которым наблюдалось более интенсивное выделение мелкодисперсных частиц интерметаллидной фазы. Данные области характеризуются повышением значений микротвердости.

Микротвердость δ -твердого раствора стандартного сплава (до термообработки) составляла 765,7 МПа. Эвтектика примерно в 2,5 раза тверже матрицы. После проведения термообработки наблюдалось увеличение микротвердости матрицы и снижение значений твердости эвтектики, что свидетельствует о повышении однородности термообработанного сплава.

Введение скандия от 0,2% до 1,0% приводило к снижению микротвердости матрицы и эвтектики. Это связано с тем, что, концентрируясь, в основном, в глобулярных интерметаллидах, скандий тормозит эвтектическое превращение. Таким образом, с повышением содержания скандия в сплаве размеры эвтектических выделений уменьшались и в процессе последующей термической обработки матрица в меньшей степени упрочнялась дисперсными интерметаллидными частицами.

Присадка скандия в сплав МЛ5 способствовала повышению его механических свойств и жаропрочности. При этом, более высоким комплексом свойств обладал сплав, содержащий 0,1 % Sc, что позволяет его применять для производства узлов и агрегатов автомобилей, работающих в условиях повышенных температур и знакопеременных нагрузках.

Шевчук Т.В., Могилатенко В.Г.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

**УСУНЕННЯ ДЕФЕКТУ «ПОРИСТІСТЬ ВИЛИВКА» ПРИ
ВАКУУМНО-ПЛІВКОВІЙ ФОРМОВЦІ**

taras@shevchuk.pro

Пористість у металі виникає з багатьох причин, основними з яких є:

- низька температура металу при його заливанні;
- переривчасте заливання;
- окислення розплавленого металу при його виплавці;
- вади конструкції ливникової системи;
- вологість протипригарного покриття;
- виділення газу плівкою при її термічному розкладанні;
- недостатня величина вакууму при заливанні металу у форму.

Пористість активно проявляється в місцях низького вакууму у формі на плоских виливках, що мають велику горизонтальну площину контакту металу з формою, і виливках складної форми зі стрижнями.

Існують наступні способи усунення пористості:

1. Проведення заливки металу без переривання струменя металу.
2. Якісне проведення сушки протипригарного покриття.
3. Зменшення товщини плівки.
4. Підвищення глибини вакууму при заливанні форм.
5. Розміщення трубки вакуумного відсмоктування в зонах форми з низьким вакуумом.
7. Збільшення швидкості руху металу всередині форми.
8. Для плоских виливків, заливання форм виконувати під нахилом.

Для недопущення пористості виливків необхідно застосовувати високовогнетривкі і хімічно стійкі до рідкого металу і його оксидів піски. Не допускати використання пісків, забруднених продуктами розкладання плівки і частинками металевих включень. Потрібно використовувати оптимальний зерновий склад пісків, протипригарного покриття. Основні вимоги, які пред'являються до протипригарних покриттів, це висока вогнетривкість, незначна змочуваність рідким розплавом, міцність зчеплення з плівкою, висока швидкість сушіння.

На плоских поверхнях моделей виливків, в зонах найбільш схильних до пористості, при облицюванні, плівка має найменший відсоток витяжки і відповідно максимальну товщину, що впливає на кількість продуктів розкладання плівки при заповненні форм металом.

Розділове покриття використовується для запобігання залипання плівки до моделі при облицюванні і протягуванні форми, а також для усунення залипання плівки до нагрівача. Застосування різноманітних пилоподібних матеріалів (наприклад – тальк), без урахування їх вогнетривкості та хімічного складу, призводить до випадкового, хаотичного процесу утворення пригару або пористості на поверхнях виливків. Необхідний баланс складових, а це величина і рівномірно розподілений у формі вакуум, правильно розробле-

на ливникова система, якісно підібрані витратні матеріали та наявність кваліфікованих фахівців вважається запорукою отримання якісних виливків.

Спосіб попередньої термічної обробки форми передбачає продувку гарячим повітрям внутрішньої порожнини форми для розплавлення синтетичної плівки і видалення її за допомогою вакууму через пори протипригарного покриття, в поверхневий шар форми, тобто, у готову форму через відкриті частини ливникової системи подається гаряче повітря. Просуваючись по каналах форми, гаряче повітря розігріває синтетичну плівку до рідкотекучого стану. За допомогою вакууму, через пори протипригарного покриття, розплавлена маса проникає у внутрішній поверхневий шар форми і там твердіє, утворюючи, разом з поверхневим шаром піску і протипригарним покриттям, герметичну кірку (рис. 1).

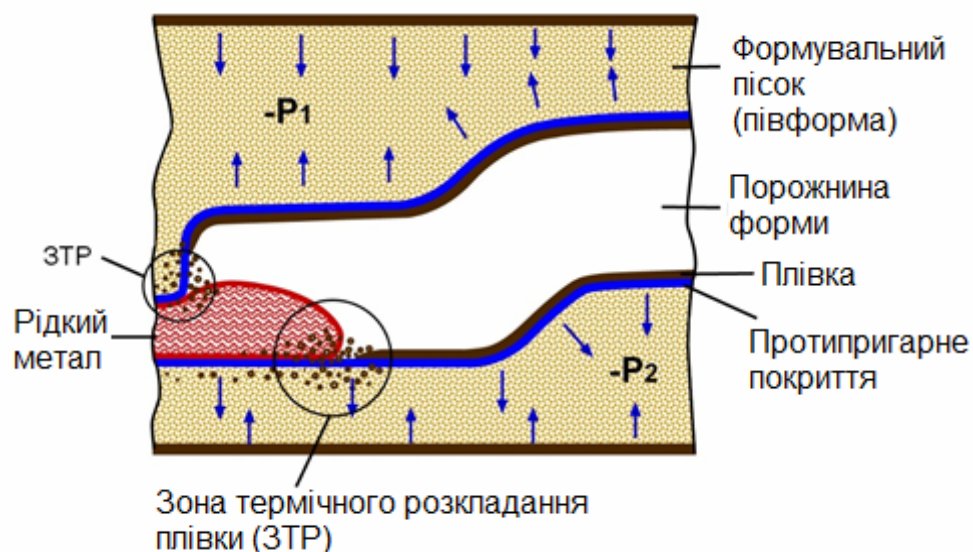


Рис. 1 Схема заповнення форми рідким металом

При заливанні такої форми метал контактує безпосередньо з протипригарним покриттям. Шар плівки знаходиться під протипригарним покриттям, і його продукти термічного розкладання безперешкодно видаляються вакуумною системою. Крім цього, за рахунок попередньої термічної обробки форми відбувається додаткова сушка протипригарного покриття, і з нього видаляється залишкова волога. Також поліпшується рідкотекучість металу, що сприяє зниженню швидкості утворення поверхневої кірки металу всередині гарячої форми, що покращує процес перенесення продуктів термічного розкладання плівки потоком металу із зони кристалізації. Температура гарячого повітря і час продувки форми підбирається індивідуально, оскільки вони безпосередньо залежать від властивостей використовуваних при формуванні витратних матеріалів, розробленої ливарної технології та існуючих режимів виробництва.

Шнипко О.В., Сєдов М.П., Рибак В.М.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

**ВПЛИВ ЗМІННОГО ЕЛЕКТРИЧНОГО СТРУМУ НА МЕХАНІЧНІ
ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВУ АК7**

admin@fhotm.kpi.ua

Одним з ефективних напрямків у рішенні проблеми гарантованого підвищення споживчих властивостей виливків при одночасному зниженні енергетичних і матеріальних витрат на їх виготовлення є розробка нових методів лиття, оснований на використанні зовнішніх впливів на рідкий метал і метал, що кристалізується на всіх етапах формування структури й властивостей литих виробів (динамічні методи впливу).

Одним з перспективних способів зовнішнього впливу на сплави в процесі кристалізації є обробка електричним струмом. Однак механізм впливу електричного струму на процес кристалізації досліджений недостатньо як в експериментальному, так і теоретичному плані. Наявні дані носять уривчастий характер і часто суперечать один одному.

Вивчення електромагнітних явищ вже довгий час привертає увагу дослідників і на тепер накопичений великий дослідний матеріал, а також побудований теоретичний фундамент електромагнетизму. Тим не менш, ця область фізики інтенсивно розвивається, з'являються зовсім невідомі раніше факти, і виникають нові напрями досліджень, у тому числі і при вивченні поведінки рідких металів і сплавів при пропусканні через них змінних електричних струмів.

Електричний струм при впливі на розплав, що кристалізується, надає ефективний вплив на його рух, процеси тепломасопереносу, а також дозволяє управляти структурою і властивостями литих виробів. Одночасно, струм додатково прогріває вилівок і стабілізує температурне поле за часом і в об'ємі, так як є внутрішнім джерелом енергії. Це істотно знижує можливість утворення дефектів при литві (особливо таких як недолив), запобігання появи яких особливо важливо при литті тонкостінних деталей.

Авторами були проведені дослідження впливу електричного струму, що пропускається через розплав АК7 в процесі його кристалізації, на його фізико-механічні властивості.

Хімічний склад алюмінієвого сплаву АК7, що використовувався при проведенні досліджень, представлений в табл. 1.

Для розплавлення, обробки та витримки алюмінієвого розплаву використовували піч опору типу СШОЛ (ємністю 3 кг по алюмінію).

Плавки проводили за наступною схемою. В печі СШОЛ розплавляли необхідну кількість алюмінієвого сплаву. Після досягнення розплавом заданої температури розплав зливали в піщану форму, з торців до якої були підведені електроди від джерела живлення.

За допомогою потенціометра встановлювали необхідне значення сили струму. Таким чином, кристалізація зразків відбувалася під впливом змінного електричного струму.

Таблиця 1 – Хімічний склад ливарного алюмінієвого сплаву АК7

Масовий вміст елементів, %								
Al	Mg	Si	Mn	Cu	Ti	Fe	Zn	Ni
основа	0,20	6,90	0,23	0,49	0,05	0,45	0,05	0,03

Результати досліджень показали, що при кристалізації в умовах проходження через розплав електричного струму, тимчасовий опір розриву сплаву АК7 збільшувався на 10...20 %, відносно подовження – на 50...90 %.

Таким чином, кристалізація алюмінієвого розплаву в умовах проходження через нього змінного електричного струму, є одним з перспективних і маловивчених процесів впливу на структуру та фізико-механічні властивості сплавів і вимагає подальших ретельних досліджень.

Богун Л.І., Лаврись С.М.

(НУ «ЛП», м. Львів)

**ВПЛИВ РОЗМІРІВ ПОР НА ФОРМУВАННЯ ЗНОСОТРИВКОЇ
СТРУКТУРИ НАПИЛЕНИХ ПОКРИТТІВ, ЩО ПРАЦЮЮТЬ В
УМОВАХ ГРАНИЧНОГО МАЩЕННЯ**

lidabohun@gmail.com

Для зміцнення золотників у підйомно-транспортних механізмах доцільно використати напилення порошковими дротами. Попередні дослідження встановили, що найкращими триботехнічними характеристиками за даних умов роботи трибоспряження володіють покриття, напилені порошковими дротами системи Fe – Cr – Mn – Ti – Al. Пориста структура поверхневого шару має можливість поглинати та втримувати мастило. Випробування показали, що середній розмір пор, які беруть активну участь в полегшенні процесів тертя та зношування складає $\approx 15,5$ мкм. Під час нанесення таких покриттів було встановлено, що на формування розмірів пор впливає тиск повітря під час напилення. Тому раціонально дослідити вплив тиску розпилювального повітря під час напилення покриттів на зміну структури та інтенсивність зношування поверхневих шарів, які працюють в умовах граничного мащення.

Напиленні покриття порошковим дротом системи Fe–Cr – Ti – Mn – Al були нанесені під тиском повітря 0,5 та 0,6 МПа і випробувались на зносостійкість на машині тертя СМТ-1 за питомих навантажень 1,3 та 5 МПа, зі швидкістю ковзання 0,47 м/с, протягом 6 год. Змащування проводилося шляхом занурення одного з тіл пари тертя в контейнер з мастилом ТАД-17и. Зносотривкість зразків визначали ваговим методом. Порівнюючи результати зміни маси напилених покриттів, які напилювали за тиску повітря 0,5 та 0,6 МПа, від навантаження можна зробити висновок, що зі збільшенням тиску повітря під час напилення збільшується кількість поглинутого мастила покриттями у всьому діапазоні досліджуваних навантажень (\approx у 2 рази). За величинами втрати маси контртіл визначали інтенсивність зношування пар тертя з врахуванням номінальної площі контакту та шляху тертя. Встановили, що зі збільшенням питомого тиску повітря під час напилення покриттів зменшується інтенсивність

зношування пар тертя за однакових режимів випробувань. Очевидно, що на зміну інтенсивності зношування та поглинальну здатність покриттів буде впливати їх структура, яка формується під час напилення.

Для дослідження структури використали мікроструктурний аналіз. Встановлено, що покриття мають ламелярну мікроструктуру, є присутня велика кількість пор, які виконують роль резервуарів для мастильної речовини, що у міру зношування матеріалу видавлюється з його об'єму й надходить у зону тертя та сприяють відновленню мастильної плівки. Для вивчення впливу пор на поглинальну здатність напилених покриттів та інтенсивність зношування провели структурний аналіз. Визначали об'ємний вміст пор в покритті і на поверхні зношування лінійним та точковим методами. Встановлено, зі збільшенням тиску повітря під час напилення зменшується об'ємна частка всіх сформованих пор в покриттях (відповідно 19,27 та 12,8%), що забезпечує вищу конструкційну міцність трибоспряжень. Крім того, зі збільшенням тиску повітря під час напилення формується більша кількість пор меншого розміру (відповідно 30 мкм та 13 мкм). У покриттях, які мали найбільшу конструкційну міцність та найбільшу кількість пор меншого розміру, на поверхнях зношування виявлено найбільшу кількість пор розміром 3,5 мкм. Зі збільшенням питомого навантаження під час контактної взаємодії збільшується кількість цих пор на поверхні тертя в 2 рази, що призводить до зменшення інтенсивності зношування. Можна припустити, що для всіх пар тертя формуються плями фактичного контактування, співрозмірні з середнім розміром пор на поверхнях зношування. Пори більшого розміру не братимуть участі в контактній взаємодії, що збільшує локальні питомі навантаження на плями фактичного контактування. Це призводить до збільшення поглинання мастила, однак не полегшує процесу тертя. Пори меншого розміру будуть затиратися в процесі тертя продуктами зношування. Встановлення відповідності кількості пор співрозмірних з діаметрами плям фактичного контактування визначатиме зносостійкість трибоспряжень.

Лук'янець В.В., Федоров Г.Є.
(НТУУ «КПІ», м. Київ)

ПІДВИЩЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЖАРОСТІЙКИХ СТАЛЕЙ МІКРОЛЕГУВАННЯМ І МОДИФІКУВАННЯМ

Подальший розвиток теоретичних і технологічних принципів розроблення нових та удосконалення існуючих сплавів із спеціальними властивостями на основі заліза з використанням методів додаткового легування, мікролегування і модифікування та розроблення на їх основі високопродуктивних і ефективних технологій виготовлення жаростійких литих деталей відповідального та особливо відповідального призначення високої якості є проблемою вкрай актуальною.

Метою роботи є дослідження впливу процесів мікролегування та модифікування на технологічні та експлуатаційні властивості жаростійких хромоалюмінієвих сталей.

Для дослідження на підставі результатів огляду літератури вибрано рідкісноземельні метали, кальцій, ванадій, ітрій і цирконій.

Визначення ливарних, механічних і спеціальних властивостей здійснювали з використанням сучасних методик, які мають високі достовірність і відтворюваність результатів досліджень.

Установлено, що присадка до 0,25% РЗМ позитивно впливає на рідкотекучість, лінійну усадку й тріщиностійкість. Оскільки оксиди РЗМ мають температуру плавлення вище 2300 °С, вони можуть бути додатковими центрами кристалізації й подрібнювати первинне зерно, у результаті чого підвищуються механічні властивості як при температурах імовірного утворення тріщин, так і при кімнатних температурах. РЗМ істотно підвищують експлуатаційні характеристики жаростійких сталей, перш за все окалиностійкість. Незважаючи на дорожнечу цих елементів, їх використання доцільно у тих випадках, коли із хромоалюмінієвої жаростійкої сталі необхідно виготовляти виливки відповідального й особливо відповідального призначення. У цьому разі доцільно розплав додатково обробляти рідкісноземельними металами (0,15...0,25%), які є активними дегазаторами, десульфураторами, дефосфаторами й модифікаторами.

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

Установлено, що 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 найбільш ефективна його дія – до 0,35%.

Ітрій, маючи високу спорідненість до сірки й кисню, ефективно впливає на форму, величину й розподіл неметалевих вкраплин. Значно знижується їхня кількість на межах зерен, оскільки тугоплавкі глобулярні оксиди й сульфід ітрію розташовуються, в основному, всередині зерна. Ці вкраплини разом з інтерметалідами ітрій-алюміній створюють перешкоди руху дислокацій, чим істотно підвищують високотемпературну міцність і термостійкість сталі. Ітрій підвищує й окалиностійкість металу внаслідок зміни складу й властивостей внутрішнього шару захисної окалини. Підвищуються її адгезійні властивості, що, значною мірою, запобігає сколюванню оксидного шару з поверхні виробу під час теплозмін.

Кальцій у кількості до 0,1% сприяє підвищенню рідкотекучості, міцності й зниженню лінійної усадки. Маючи більшу спорідненість до кисню, сірки й азоту, кальцій значною мірою змінює кількість, форму й морфологію неметалевих вкраплин, що покращує структуру металу й підвищує термостійкість виробів. Незважаючи на те, що кальцій трохи знижує окалиностійкість, оброблення хромоалюмінієвої сталі кальцієм до 0,1% (за присадкою) доцільне й економічно вигідне, особливо при спільному використанні ітрію й кальцію.

Ванадій відносять до карбідоутворювальних елементів. Він утворює дуже тверді й стійкі карбіди VC і V_4C_3 , в яких вуглецю в 2,5 рази більше, ніж в Fe_3C . Крім того цей елемент є сильним, розкиснювачем і дегазатором, зв'язує азот у міцну сполуку – нітрид ванадію VN з температурою плавлення 2050 °C. 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 окалинотійкість металу.

Більш корисні присадки ванадію разом з ітрієм і кальцієм, оскільки ці елементи доповнюють один одного й забезпечують металу надійність у роботі, особливо в умовах частих і різких теплосмін.

Позитивний вплив на рідкотекучість, міцність й експлуатаційні характеристики хромоалюмінієвої сталі справляють присадки цирконію в кількості до 0,2%. Однак для виробництва складних за геометрією тонкостінних виливків застосування цирконію небажано, оскільки він збільшує лінійну усадку. За своєю дією на високолеговані сталі цирконій подібний до титану й ванадію.

На підставі виконаних досліджень сформульовано такі висновки:

– для забезпечення високих ливарних, механічних й експлуатаційних характеристик хромоалюмінієвої сталі її доцільно під час випускання із плавильного агрегату обробляти 0,15...0,25% РЗМ;

– дослідженнями однозначно доведена доцільність додаткового мікролегкування й модифікування хромоалюмінієвих жаростійких сталей присадками ітрію (0,10...0,25%), кальцію (до 0,1%), ванадію (до 0,2%) і цирконію (до 0,2%).

Незважаючи на деякі додаткові витрати, ці процеси себе виправдують, оскільки істотно підвищуються надійність і довговічність роботи литих деталей, особливо в металургії, теплоенергетиці й хімічній промисловості.

Гурія І.М., Мендес Варела М.Б.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

СКЛОВОЛОКНО, ЯК СУЧАСНИЙ МАТЕРІАЛ В ЛИВАРНІЙ ВИРОБНИЦТВІ

Скловолокло – це унікальний машинобудівний матеріал, який виготовляють шляхом розплавлення неорганічного скла.

Вперше скловолокло було створено цілком випадково молодим вченим Дейлом Клейстом.

В наш час для отримання матеріалів з скловолокна використовують відходи скла, доломіт, бите скло, пісок, вапняк, соду та інші компоненти.

Скловолокло застосовують в машинобудуванні, електротехніці, інструментальній промисловості та суднобудуванні.

Скловолокло виготовляють двома основними методами:

- безперервним способом виробництва, при якому суцільне волокно, в розплавленому вигляді витягують в довжину на декілька тисяч метрів;

- штапельний спосіб виробництва – волокно створюють способом роздування гарячої скляної маси паром або повітрям.

Отримані скловолокна знаходяться паралельно один до одного, що забезпечує високу якість та міцність матеріалу.

В ливарному виробництві також використовують скловолокно. Із кремнеземистого скловолокна виготовляють ливарні фільтри. Вони поділяються на фільтри: для чавуну, сталі, алюмінію, бронзи та інших металів та сплавів. Відрізняються вони температурою застосування та часом фільтрації: для чавуну до 1550 °С, час фільтрації до 120 с, а для сталі до 1650 °С і час фільтрації до 20 с.

Фільтри встановлюють між півформами верху та низу. Фільтруючі елементи можна розташовувати безпосередньо під стояком, так і в середині ливникової системи перед порожниною виливка. Для досягнення максимального ефекту фільтрації, фільтр необхідно встановлювати як найближче до виливка. Найбільший фільтруючий ефект досягають під час використання закритих ливникових систем з живильником, який розміщують між фільтруючим елементом і виливком. Розмір фільтру, що використовують, по своєму контуру повинен бути на 10...15 мм більше його ж робочої поверхні. Щоб уникнути провисання фільтра під час заливання форми з металоємністю більше 100 кг, передбачають опорні елементи в нижній частині конструкції шлаковловлювача ливникової системи. З метою уникнення прориву металу по роз'ємну форми рекомендують встановлювати фільтруючий елемент в спеціально оформлену знакову частину в нижній півформі у вигляді рамки товщиною 0,8...1,2 мм.

Можливі будь-які варіанти розміщення фільтрів, наприклад вертикальне (горизонтальне) розміщення в металевих формах для лиття кольорових сплавів.

Яким Р.С

(ДДПУ ім. І.Франка, м. Дрогобич)

ПІДВИЩЕННЯ ЕФЕКТИВНОСТІ ВИГОТОВЛЕННЯ ШАРОШОК ТРИШАРОШКОВИХ БУРОВИХ ДОЛІТ

E-mail: e-mail:Jakym.r@online.ua

У сучасному долотобудуванні існує важлива проблема попередження раптових відмов тришарошкових бурових доліт. Однією з основних причин таких відмов є крихке руйнування шарошок, що веде до аварій та прямих економічних збитків при бурових роботах. Відтак, розробка ефективних способів підвищення тріщиностійкості шарошок має важливе практичне значення у створенні сучасних бурових доліт. За останні роки цій проблемі приділяється велика увага [1]. Тим не менше, існує необхідність подальшого пошуку резервів у підвищенні ефективності виготовлення шарошок бурових доліт.

Аналізом даних вхідного заводського контролю якості (по хімічному складі, прогартовуванню, твердості у стані поставки, ударній в'язкості, показниках міцності та пластичності) плавок сталі 14ХНЗМА встановлено, що

у середньому невідповідність може складати 25 – 75% із усього прокату. У багатьох випадках невідповідність показників долотної сталі виявляється на етапах механічного оброблення (важкість лезового оброблення), а також при експлуатації (непрогнозовані раптові руйнування через розколювання), що веде до значних економічних втрат як на етапах виготовлення так і експлуатації доліт. Оскільки теоретичний показник DI не дає вичерпну оцінку придатності тої чи іншої плавки сталі, тому у практиці долотобудування велика увага приділяється встановленню вимог до структури прокату долотної сталі. Існуючі у вітчизняному долотобудуванні технічні умови допускають більші значення сірки, а також мають ширше поле варіювання значень легуючих елементів у порівнянні з ASTM, які застосовують провідні фірми виробники бурових доліт. Також плавки долотної сталі 14ХНЗМА, мають більше поле розсіювання значень прогартовування (на глибині 6,3 мм HRC39-45, на глибині 30 мм HRC29-41).

Вивченням структури тих плавко сталі 14ХНЗМА з яких шарошки крихко руйнувалися, виявили грубі неметалеві включення у вигляді стрічкових крихких силікатів від 3 до 4,5 балів згідно шкали ГОСТ 1778-70. На таких плавках також фіксували смугастість структури балу № 5,б за шкалою ГОСТ 801-78. Спостерігали ділянки різного протравлення, які розташовувалися у вигляді смуг вздовж напрямку волокон сформованих при виготовленні прокату. Така структурна неоднорідність плавки сталі є наслідком дендритної ліквації. Дефект у вигляді дендритної ліквації успадковується від злитку, і при його куванні, прокатуванні набуває вигляд смуг які чергуються. З метою зменшення дендритної ліквації слід здійснювати дифузійний відпал злитків перед прокатуванням, який ґрунтується на тривалому нагріві сталі при температурі 1100°C.

Висновок: Встановлено, що прокат різних плавко сталі 14ХНЗМА-В має широке розсіювання фізико-механічних та технологічних показників. У окремих випадках це створює передумови високої схильності шарошок бурових доліт до крихкого руйнування. Для недопущення таких явищ необхідно:

Звузити допустиме поле розсіювання прогартовування долотної сталі, а також перейти на сталі підвищеної якості типу 9315Н і 4813Н згідно ASTM A 304-78. Для встановлення придатності плавко сталі вести контроль за неоднорідністю структури прокату. Контролювати сталь у стані поставки не тільки по чистоті хімічного складу, а й по показниках міцності й пластичності, тріщиностійкості. При значеннях показника міцності близьких до $DI = 4,0$ чи виявленні схильності плавки долотної сталі до тріщиноутворення, прокат піддавати високотемпературному нагріву, здійснюючи дифузійний відпал перед виготовленням поковки.

Література:

1. Яким Р.С. Науково-прикладні засади підвищення довговічності тришарошкових бурових доліт: дис. ... доктора техн. наук: 05.05.12 / Яким Роман Степанович. – Івано-Франківськ, 2012. – 293 с.

2. РОЗДІЛ МОДЕЛЮВАННЯ ТА АВТОМАТИЗАЦІЯ ВИРОБНИЦТВА

Абдулов А.Р., Приходько О.В., Лапченко А.В., Солянова А.А.
(ДГМА, г. Краматорск)

ПРИМЕНЕНИЕ ИНСТРУМЕНТОВ ПРОГРАММИРОВАНИЯ ДЛЯ ПРОЕКТИРОВАНИЯ ЛИТЕЙНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

abdulovtolp@gmail.com

Важнейшим этапом в процессе создания качественных отливок является разработка технологии их получения. Не уделяя этому процессу должного внимания, предприятие не может рассчитывать на снижение себестоимости изготовления годного литья. Для усовершенствования работы инженера-технолога приобретаются популярные на сегодняшний момент программы, моделирующие литейные процессы, такие как Magmasoft, LVMFlow, Procast и др., что влечет за собой дополнительные финансовые затраты предприятий. Работа с этими программами предполагает создание объекта моделирования – отливки. В свою очередь, создание трехмерной модели отливки осуществляется с применением таких систем автоматизированного проектирования, как КОМПАС-3D, SolidWorks и т.д.

Для повышения производительности труда инженера-технолога и минимизации времени на рутинную работу, связанную с проведением необходимых расчетов размеров элементов литниково-питающей системы (ЛПС) и нанесения их на чертеж детали, могут быть использованы прикладные программные продукты. Для создания таких программ предлагается использовать современные интегрированные среды разработок программного обеспечения. Примером такой среды является Microsoft Visual Studio.

Visual Studio включает в себя несколько языков программирования, одним из наиболее перспективных и динамически развивающихся является C#. Для расчета размеров каждого элемента ЛПС 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.

Преимуществом, обуславливающим применение в качестве языка программирования именно C#, является возможность интеграции создаваемого приложения с системами трехмерного твердотельного моделирования, такими как КОМПАС-3D, SolidWorks, Autodesk Inventor. Это взаимодействие осуществляется с помощью интерфейса программирования приложений (API), имеющегося в каждой из перечисленных систем и позволяющего разрабатывать пользовательские программы на платформе САПР. Использование API-интерфейса в программе для расчета ЛПС дает возможность программно осуществить запуск системы трехмерного твердотельного моделирования, например SolidWorks, в которой по полученным результатам в автоматическом режиме формируется 3D модель элемента ЛПС.

Богушевский В.С., Сухенко В.Ю., Антоневич О.А.
(НТУУ «КПІ», г. Київ)

**УСТРОЙСТВО ДЛЯ ДОЗИРОВАНИЯ МЕТАЛЛА В МАШИНУ
ЛИТЬЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ**
bogysh@gmail.com

Введение. В настоящее время в процессах литья под давлением (ЛПД) в промышленных масштабах наиболее распространен механический способ подачи расплава. Расплав заливается роботизированным устройством, работающим по программе. Объем заливаемого металла является функцией глубины погружения мерного ковша в металл, находящийся в плавильной печи. Глубина погружения определяется по срабатыванию контактного датчика по цепи стержень из тугоплавкого металла (например, титана) – металл. Точность дозирования механическим способом в процессе работы снижается, что связано с изменением глубины погружения мерного ковша вследствие намораживания металла на стержень и образования настывшей на ковше.

Цель исследований. Повышение точности и надежности дозирования путем организации слива металла через поворотный желоб с системой управления ним.

Результаты исследований. Дозатор 1 установлен на весоизмерительном устройстве 2 (рис. 1). Металл из тигля 3 дозатора подается в форму 4 через напорный металлопровод 5. Блок 6 управления дозатором осуществляет подачу напряжения на электромагнитные системы – индукторы 7 и электромагнит 8. Направление струи металла, вытекающего из металлопровода 5, меняют поворотным в вертикальной плоскости желобом 9, поворачивающимся на оси 10 с помощью устройства 11, включение которого осуществляют блоком 12 управления поворотом желоба. Вход последнего соединен с дополнительным (вторым) выходом элемента 13 отключения блока 6 управления дозатором. Контроль массы металла, сливаемой из дозатора, осуществляется блоком 14 измерения текущего значения веса и сравнивается в блоке 15 сравнения с величиной задания, поступающей на его второй вход. Выход блока 15 сравнения соединен с блоком 6 управления дозатором. Устройство содержит также задатчик 16, последовательно соединенные дифференциатор 17, блок умножения и блок суммирования. Вход дифференциатора 17 связан с выходом блока 14 измерения текущего значения веса, второй вход блока 19 суммирования связан с задатчиком 16, а его выход – со вторым входом блока 15 сравнения.

В момент отключения дозатора желоб начинает поворачиваться в вертикальной плоскости, причем в начальный момент из желоба в форму продолжает поступать металл с расходом V кг/с, равным по величине расходу металла в момент отключения дозатора.

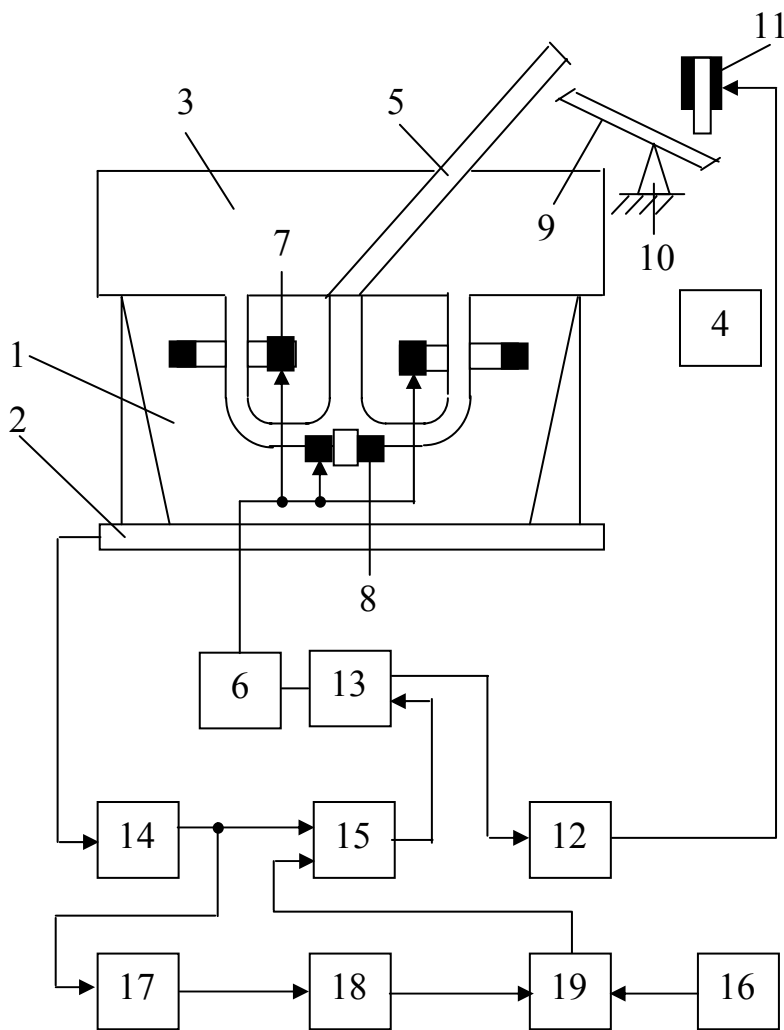


Рис. 1. Схема устройства дозирования

При дальнейшем повороте желоба расход металла уменьшается и через время τ , с, зависящее от конструкции поворотного устройства, станет равным нулю. Считая в первом приближении, что расход металла за время τ меняется линейно, можно определить массу металла ΔG , кг, попавшего в форму после отключения дозатора по формуле

$$\Delta G = V\tau/2. \quad (1)$$

Нами предлагается в качестве задания использовать разность $G_3 - \Delta G$. В результате дозатор отключается раньше, чем будет достигнута заданная масса металла G_3 после чего из желоба при его повороте поступит металл с массой ΔG , т.е. общая масса ме-

талла в форме будет равна заданной. Это позволяет осуществить точную отсечку струи при заливке металла.

Богушевський В.С., Антоневич Я.К.
(НТУУ «КПІ», м. Київ)

**КРИТЕРІЙ ОПТИМАЛЬНОГО УПРАВЛІННЯ МАШИНОЮ
ЛИТТЯ ПІД ТИСКОМ**
bogysh@gmail.com

В якості критерію керування вибрано коефіцієнт первинного виходу виливків, k , що дорівнює

$$k = n_{\text{пр}} / n_3, k[0 \div 1] \rightarrow \max. \quad (1)$$

де $n_{\text{пр}}$ – кількість придатних виливків;

n_3 – загальна кількість виливків.

Сукупний критерій оптимізації представляємо у формі

$$I = \alpha_1 \Pi + \alpha_2 Z + \alpha_3 k \rightarrow \min, \quad (2)$$

де Π – продуктивність (кількість якісних виливків за проміжок часу);

Z – витрати на виробництво, грн.;

$\alpha_1, \alpha_2, \alpha_3$ – коефіцієнти, причому $\alpha_1 < 0, \alpha_2 > 0, \alpha_3 < 0$.

Права частина формули (2) була представлена через параметри керування, на межі зміни яких накладені технологічні обмеження. Для спрощення запису використано наступні заміни:

$X_1 = m_{Me}$ (маса металу на один виливок з ливниковою системою та прес-залишком);

$X_2 = t_{Me}$ (температура металу в ємності);

$X_3 = v_3$ (швидкість заливки);

$X_4 = v_{пр}$ (швидкість пресування);

$X_5 = \tau_{вит}$ (час витримки металу в прес-формі)

$X_6 = P$ (тиск пресування)

При аналізі складових процесу були висунуті наступні обмеження:

$$\tau_3 V_{дет} < X_1 < \tau_3 (V_{дет} + V_{лс}), \quad (3)$$

де τ_3 – тривалість заливки;

V – об'єми деталі та ливникової системи з прес-залишком відповідно.

$$T_{пр} + (\Delta T_k + \Delta T_{пр} + \Delta T_l) \leq X_2 < (T_{пр} + (\Delta T_k + \Delta T_{пр} + \Delta T_l)) + 50^0 \quad (4)$$

де T – температури роздаточної печі;

ΔT – теплові втрати в каналі МГД насосу, камері пресування та ливникової системі відповідно.

$$\tau_3 V_{Me} \leq X_3, \quad (5)$$

де $\tau_3 = m_3 \tau_{мп} / m_{мп}$ – тривалість заливання заданої дози металу (індекс «3» показує час заливання та масу заданої дози, «мп» тривалість заповнення та масу металу в металопроводі);

V_{Me} – об'єм заданої порції металу.

$$X_4 \leq v_{кр}, \quad (6)$$

де $v_{кр} = \sqrt{2p_{пр} / (\rho_m (1 - f / F))^2}$ – швидкість впуску металу в форму;

p – тиск пресування;

ρ – густина металу;

f та F – площа перерізу живильників та виливка відповідно;

$v_{кр} = 599^{0,42} (\delta_{жив} / \delta_{вил})^{0,54}$. Тут δ – в'язкість, δ – характерний розмір перерізу живильників та виливка відповідно.

$$\tau_1 + \tau_2 \leq X_5, \quad (7)$$

де $\tau_1 = \alpha_0 + \alpha_1 t_{роз} + \alpha_2 t_{ф}$ – час охолодження деталі (α – коефіцієнти, t – температури розплаву та форми відповідно);

$\tau_2 = \beta_0 + \beta_1 t_p + \beta_2 l$ – час охолодження прес-залишку (β – коефіцієнти, t – температура розплаву, l – довжина прес-залишку).

$$\lambda_{ф} \rho_m \mathcal{G}_m^2 l / (4\delta_{вил}) \leq X_6 \leq \rho_m a_m \mathcal{G}_m l_{ф} / (a_m \tau_{п} - l_{ф}), \quad (8)$$

де $\lambda_{\phi} \rho_{\phi} g_{\phi}^2 l / (4\delta_{\text{вил}})$ – величина зміни тиску в потоці металу (λ_{ϕ} – коефіцієнт гідравлічних опорів від шорсткості форми);

$\rho_{\phi} a_{\phi} g_{\phi} l_{\phi} / (a_{\phi} \tau_{\phi} - l_{\phi})$ – підвищення тиску в формі в момент гідравлічного удару (a_{ϕ} – швидкість розповсюдження ударної хвилі в рідкому металі, l_{ϕ} – довжина порожнини форми, τ_{ϕ} – тривалість перекриття потоку).

Оптимальні значення керуючих діянь визначали методом найскорішого спуску.

Грядовський І.О., Ямшинський М.М.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

ПРОГНОЗУВАННЯ ЛИВАРНИХ І МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ХРОМОАЛЮМІНІЄВИХ СТАЛЕЙ ЗА ЇХ ХІМІЧНИМ СКЛАДОМ І ТЕМПЕРАТУРОЮ РОЗПЛАВУ ПЕРЕД ЗАЛИВАННЯМ У ФОРМУ

Прогнозування ливарних, механічних і спеціальних властивостей високолегованих сплавів на основі заліза з використанням комп'ютерної техніки сьогодні є досить актуальним завданням як для науковців, так і для виробників.

Метою роботи є розроблення програми прогнозування властивостей хромоалюмінієвих сталей залежно від хімічного складу та температури розплаву перед заливанням у ливарні форми та прогнозування хімічного складу цих же сталей залежно від бажаних властивостей.

Для розроблення програми прогнозування властивостей жаростійких хромоалюмінієвих сталей співробітниками кафедри ливарного виробництва чорних і кольорових металів за останній час виконано понад 50 плавок сталей з високим вмістом хрому, алюмінію, вуглецю, титану тощо. Вплив хрому на властивості сталей досліджували в діапазоні концентрацій від 13 до 37%, алюмінію – до 7,2%, вуглецю – від 0,08 до 0,8% і титану – 1,5%. На підставі одержаних внаслідок виконання цих плавок результатів щодо рідкотекучості, лінійної та об'ємної усадок, тріщиностійкості, механічних і спеціальних властивостей сталей з різним вмістом наведених хімічних елементів і з урахуванням температур перегрівання розплаву та заливання його в ливарні форми створено відповідний реальний банк даних. Цей банк даних взято на першому етапі за основу для розроблення програми прогнозування ливарних і механічних властивостей. Вхідне вікно програми показано на рис. 1.

Використовуючи систему програмування Visual Studio, розроблено перший варіант програми, яка дає можливість прогнозувати ливарні та механічні властивості хромоалюмінієвих сталей після визначення експрес-аналізом хімічного складу розплаву та температури металу в плавильному агрегаті. Це дає можливість своєчасно скоригувати хімічний склад і температуру металу перед випусканням із печі.

Після натискання кнопки відкривається вікно (рис. 2) для введення кількості кожного елемента в сталі та значення температур перегрівання розплаву і розливання його в ливарні форми. Програма побудована таким чи-

ном, що можна одержати окремо значення ливарних або механічних властивостей чи одночасно всіх властивостей залежно від скоригованих (за необхідності) хімічного складу та температур.

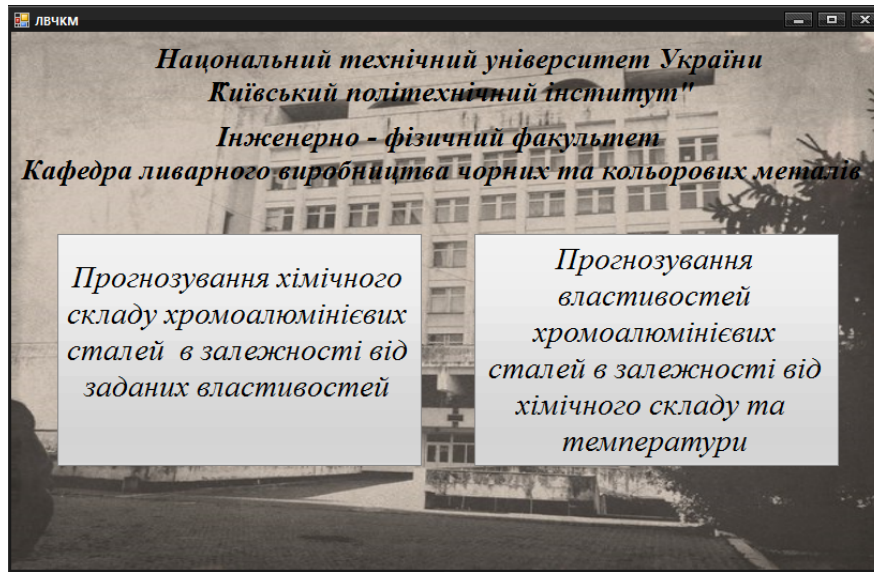


Рис. 1. Вхідне вікно програми прогнозування ливарних і механічних властивостей хромоалюмінієвих сталей

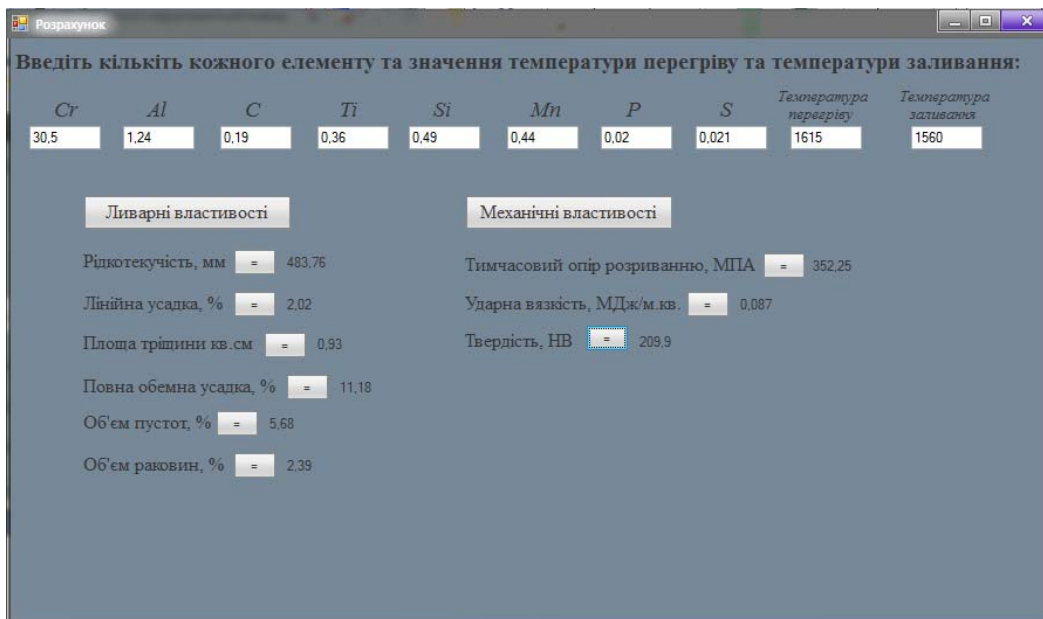


Рис. 2. Головне вікно програми прогнозування з визначеними хімічним складом і властивостями хромоалюмінієвої сталі

Розроблена програма прогнозування властивостей жаростійких хромоалюмінієвих сталей значною мірою полегшить виробникам вирішення технологічних питань, пов'язаних з виробництвом жаростійких литих деталей із сталей цього класу.

Похибка в розрахунку за розробленою програмою максимально досягає 10%, що припустимо при похибці тільки вимірювань 7%.

Проте, слід зазначити, що для використання цієї програми слід мати у виробничих умовах високу технологічну культуру:

- виплавляння сталей необхідно виконувати відповідно до вимог технологічних інструкцій, щоб забезпечити точний хімічний склад металу кожної плавки з використанням різної шихти, в тому числі і некондиційної;
- для визначення хімічного складу розплаву слід використовувати сучасні методи експресного спектрального аналізу.

Симонова Е.В., Пономаренко О.И.

(НТУ «ХПИ», г.Харьков)

МОДЕЛИРОВАНИЕ И ОПТИМИЗАЦИЯ СВОЙСТВ СМОЛЯНЫХ ХТС С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ОФОС

katia.simonova91@yandex.ru

В последнее время в литейном производстве одними из самых распространенных смесей являются холоднотвердеющие смеси (ХТС) на синтетических смолах. Это объясняется их высокой прочностью при небольшом расходе, возможностью регулирования скорости отверждения смеси в большом диапазоне, а также в отсутствии необходимости в сушильном оборудовании, благодаря чему существенно упрощается и сокращается цикл изготовления отливки. Применение ХТС позволяет механизировать и автоматизировать изготовление стержней, повышает производительность труда и чистоту поверхности отливок, снижает брак и себестоимость отливок.

Разработанное в НТУ «ХПИ» новое экологическое связующее ОФОС на основе олигофурфурилоксисилоксанов на сегодня полностью удовлетворяет всем современным требованиям, предъявляемым к связующим материалам в литейном производстве. Основной особенностью связующего является отсутствие в его составе отравляющих веществ, благодаря чему оно признано экологически чистым.

Целью данного исследования является изучение основных свойств смесей со связующим ОФОС, на основе количественных зависимостей между параметрами приготовления смеси и ее физико-механическими свойствами, т.е. на основе математической модели.

Для построения математической модели формовочной смеси были выбраны два основных фактора состава формовочной смеси: количество ОФОС и количество ПТСК.

Контролировались следующие физико-механические свойства смеси: прочность на изгиб в сыром состоянии; прочность на разрыв и прочность на сжатие.

Механические свойства формовочных и стержневых смесей являются одним из главных факторов, определяющих возможность получения качественных отливок.

Для проведения исследования использовали планирование типа 2^{3-1} (полуреплика полного факторного эксперимента для двух переменных).

В качестве параметра оптимизации (y) были выбраны основные физико-механические показатели свойств формовочной смеси: прочность на изгиб, прочность на разрыв и прочность на сжатие (y_1, y_2, y_3 соответственно).

Варьируемыми факторами являлись: количество введенной в смесь смолы (x_1) и количество используемого катализатора (x_2). В качестве катализатора применяли ПТСК.

В результате обработки полученных данных была получена система уравнений:

$$\begin{aligned}y_1 &= 26,75 + 2,75X_1 + 1,25X_2; \\y_2 &= 3,75 + 0,5X_1 + 0,35X_2; \\y_3 &= 6,725 + 0,575X_1 + 0,275X_2\end{aligned}$$

На основе разработанных математических моделей были построены номограммы, описывающие зависимости между параметрами технологии и свойствами формовочных смесей. На их основе возможна корректировка параметров процесса смесеприготовления за счет изменения количества вводимых составляющих смеси и их концентрации, что может быть использовано для оперативного управления свойствами смеси. Номограммы являются средством графического решения поставленной задачи.

Соценко О.В., Афонин С.Ю.

(НМетАУ, г. Днепрпетровск)

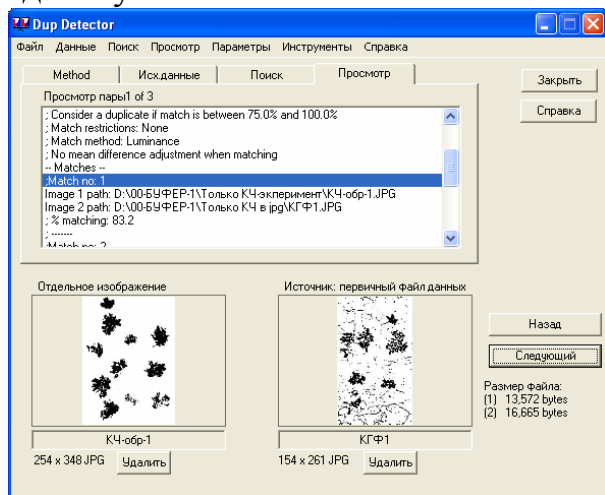
ОБ ЭФФЕКТИВНОСТИ МЕТОДОВ КОМПЬЮТЕРНОЙ ОЦЕНКИ ФОРМЫ ГРАФИТА В ЧУГУНАХ

При классификации графитных включений (ГВ) в высокопрочном, ковком и сером чугунах в соответствии с ГОСТ 3443-87 исходят из сравнительной визуальной оценки реальных микроструктур с эталонными изображениями. Такой метод сопряжен с риском субъективности оценок, особенно при ограниченном количестве эталонов и огромном многообразии реальных форм ГВ даже в чугунах одного и того же вида.

В последние годы некоторое распространение получили различные компьютеризированные комплексы, предназначенные для металлографических исследований. Известны также попытки использования нейросетевого метода определения количественных характеристик микроструктуры металлов, метода распознавания образов мобильным роботом и ряд других методик, основанных на теории распознавания образов. Однако их разработка находится в стадии опробования и для практического применения они довольно сложны, т.к. требуют весьма трудоемкой стадии «обучения» на больших массивах экспериментальных изображений, шаблонов, эталонов и т.п.

В данной работе проведен анализ эффективности применения различных программных продуктов, используемых при поиске дубликатов и оценке степени схожести цифровых изображений, для определения степени соответствия реальной микрофотографии с ГВ тому или иному эталону ГОСТ 3443-87 для соответствующего вида чугуна.

Для реального мікроструктури с ГВ компьютерный поиск наиболее похожих изображений-эталонов из ГОСТ 3443-87 весьма сложен при отсутствии искусственного интеллекта. Для того, чтобы компьютер смог "увидеть" изображение-эталон и определить степень схожести, используются программы с весьма сложными алгоритмами. Опыт разработки таких алгоритмов показывает, что на точность поиска влияет множество факторов, которые необходимо учесть.



На рис. 1 показан интерфейс одной из таких программ (Dup Detector), в которой выполнено сравнение опытной микроструктуры ковкого чугуна с эталоном КГф1 с вероятностью схожести 83%. Результаты применения других программ для такого сравнения опытных микроструктур ГВ с эталонами разных видов чугунов по ГОСТ 3443-87 приведены в табл. 1.

Рис. 1 – Интерфейс программы Dup Detector

Таблица 1 – Оценка схожести опытных микроструктур с эталонными

Шифр контрольной структуры графита	Эталон в ГОСТ 3443-87	Похожесть микроструктуры в программах, %				
		Dup Detector v 3.122*	Fast Duplicate Finder 3.7.0.1	Dupe Guru PE**	AntiT-win	SyCMPi
КГ-обр-2	КГф1	82,2	81,9	81,9	70	31
	КГф2	85,6	85,2	85,2	80	66
	КГф3	80,9	80,6	80,6	71	37
ВГ-обр-1	ВГф1	76,1	76,0	76,0	66	26
	ВГф2	77,6	77,6	77,6	68	27
	ВГф3	78,0	78,0	78,0	69	32
ШГ-обр-2	ШГф1	< 75	< 75	< 75	<60	38
	ШГф2	75,6	75,6	< 75	<60	33
	ШГф3	< 75	< 75	< 75	63	69
	ШГф4	< 75	< 75	< 75	<60	42
	ШГф5	< 75	< 75	< 75	<60	44
ПГ-обр-2	ПГф1	94,9	94,9	94,8	72	45
	ПГф2	80,0	80,0	79,6	<60	28
	ПГф3	90,7	90,7	90,6	70	45
	ПГф4	< 75	< 75	< 75	<60	20

* Контурные изображения; ** Бинаризированные структуры

На основаниі проведенного тестирования сериі програм установлено, что все они показывають достаточнo высокую эффективность идентификации опытных микроструктур и эталонов ГОСТ 3443-87.

Фесенко А.М.¹ Могилатенко В.Г.², Фесенко М.А.², Скок Р.І.¹
(¹ДГМА, м. Краматорськ, ²НТУУ «КПІ», м. Київ)

**КОМП'ЮТЕРНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ВАРІАНТІВ
ВИГОТОВЛЕННЯ ЧАВУННИХ ВИЛИВКІВ З
ДИФЕРЕНЦІЙОВАНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ**
fesenkoma@mail.ru

Запропоновані технологічні варіанти виготовлення виливків із робочою частиною з твердого зносостійкого білого чавуну та монтажною частиною з сірого чавуну феритного класу.

Диференціація властивостей у виливках досягається шляхом розділення розплаву вихідного сірого або білого чавуну, виплавленого в одному правильному агрегаті, на два потоки. Перший потік вихідного чавуну направляється в одну частину порожнини форми, а розплав іншого потоку на своєму шляху піддається внутрішньоформовій обробці карбідостабілізувальною добавкою (у разі використання вихідного сірого чавуну) або графітизувальним модифікатором (у разі використання вихідного білого чавуну), після чого направляється в іншу частину порожнини форми.

Дослідження запропонованих технологічних варіантів диференціації структури і властивостей у виливках проводили методом комп'ютерного моделювання з використанням пакету прикладних програм NovaFlow –SolidCV. Об'єктом дослідження були обрані виливки типу плоска горизонтальна та вертикальна плита розміром 240×240×25 мм.

Модельними дослідженнями встановлено, що при безперервному заповненні порожнини форми різними потоками розплаву диференційовані властивості в окремих частинах або шарах вилівка без додаткових заходів отримати неможливо через процеси гідродинамічного та конвективного перемішування різнорідних потоків у порожнині форми. Виключити перемішування розплаву різних потоків у випадку отримання виливків з диференційованими властивостями в лівій і правій частині можливо шляхом встановлення вертикальної механічної розділової перегородки, а при отриманні двошарових виливків – за допомогою встановлення горизонтальної розділової перегородки або забезпечення тимчасової витримки між заливанням порцій різних розплавів в порожнину форми.

В подальших експериментах комп'ютерного моделювання провели дослідження щодо впливу товщини та матеріалу розділової перегородки, часу витримки між заливанням порцій різних розплавів, температури та швидкості їх заливання на процеси, які протікають в порожнині форми при формуванні диференційованих властивостей в лівій і правій або верхній і нижній частинах виливків.

За результатами модельних досліджень розроблено практичні рекомендації щодо оптимальних технологічних режимів процесу виготовлення двобічних і двошарових виливків із диференційованими властивостями в різних їх частинах з одного базового розплаву.

Головин И.И.¹, Цегельник Е.В.¹, Мельничук П.И.²

(¹НАКУ «ХАИ», г. Харьков, ²ГП «Антонов», г. Киев)

ПЕРСПЕКТИВЫ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ МЕТОДА ЛАЗЕРНОЙ ОЧИСТКИ В КОНСТРУКЦИЯХ ОБЪЕКТОВ АВИАЦИОННОЙ ТЕХНИКИ

На производстве и в процессе ремонта, в результате регламентных и восстановительных работ, как правило, сталкиваются с композицией различных типов загрязнений на деталях и элементах авиационной техники. Все виды загрязнения имеют различную связь с очищаемой поверхностью, но как правило их очистка вызывает ряд затруднений.

Существуют разные технологии очистки поверхности деталей от высокотемпературного (ВТ) окисления [1] и поверхностной коррозии [2], но большинство из них требуют значительных материальных затрат, трудоёмки и нуждаются дальнейшей утилизации отходов процесса очистки.

Практическое широкое применение метода лазерной очистки в архитектуре [3] и реставрационном процессе [4] позволяют сделать вывод о возможности применения данной технологии в авиационной промышленности.

Различная степень загрязнения и тип поверхности детали заставляют задуматься о выборе источника лазерного излучения для проведения лазерной очистки.

Данная задача была рассмотрена в результате исследовательского эксперимента, проведённого в сотрудничестве с АО «НИИ Лазерных технологий» (Харьков). Для ряда деталей авиационной промышленности была проверена возможность очистки поверхности при помощи лазера и предварительно определены возможные источники лазерного излучения. В результате эксперимента рассматривалась возможность удаления лакокрасочных покрытий (ЛКП) с элементов обшивки, на примере вертолётта МИ-8 (рис. 1) и крылатой ракеты (рис. 2).

А так же был проведён эксперимент по возможности удаления с поверхности лопатки турбины ГТД эксплуатационного нагара (рис. 3) и продуктов ВТ-коррозии (рис. 4).



Рис. 1. Результаты удаления ЛКП лазерным методом (МИ-8)



Рис. 2. Результаты удаления ЛКП лазерным методом (крылатая ракета)



Рис. 3. Результаты удаления эксплуатационного нагара с поверхности лопатки турбины лазерным методом



Рис. 4. Результаты удаления продуктов ВТ-коррозии с поверхности лопатки турбины лазерным методом

Различная степень загрязнения и тип поверхности детали заставляют на данный момент задуматься о выборе источника лазерного излучения для проведения лазерной очистки.

Литература:

1. Планковский, С.И. Анализ существующих технологий методов очистки поверхности лопаток турбин в газотурбинных двигателях [Текст] / С.И. Планковский, И.И. Головин, Ф.Ф. Сиренко // *Авиационно-космическая техника и технология*. – 2013. – № 6 (103). – С. 8 – 14.

2. The Future of Aircraft Paint Removal Methods [Текст] : MS Thesis / Air Force Institute of Technology ; auth. Michael J. Then. – USA, 1989. – 169 p. – AD-A214 946.

3. Jasińska M. Observation of the Laser Cleaning Effect on the Gotland Sandstone Elemental Composition [Текст] / M. Jasińska, J. Bredal-Jørgensen, G. Sliwiński // *Laser Chemistry*. – 2006. – Vol. 2006, Id. 84781. – P. 1 – 6.

4. Laser Cleaning as a Conservation Technique for Corroded Metal Artifacts [Текст] : MS Thesis / Luleå University of Technology; auth. Yang Sook Koh. Then. – Sweden, 2006. – 96 p.

3. РОБОТИ СЛУХАЧІВ МАН

Бубіс А.О., Федоров Г.Є.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

СПЕЦІАЛЬНІ ВЛАСТИВОСТІ СТАЛЕЙ ДЛЯ РОБОТИ В ЕКСТРЕМАЛЬНИХ УМОВАХ

Попередніми дослідженнями ливарних і механічних властивостей сталей з високим вмістом хрому та алюмінію встановлено, що такі матеріали можуть бути використані для виготовлення литих деталей, які здатні працювати тривалий час в умовах надвисоких температур і агресивних середовищ, тобто в екстремальних умовах.

Якщо технологічні властивості цієї групи сплавів досліджено достатньо глибоко для того, щоб однозначно стверджувати, що їх можна використовувати як матеріал для виготовлення деталей литтям, то з огляду на їх спеціальні властивості через відсутність відповідної інформації таких стверджень дати не можна. Це є суттєвим гальмом у впровадженні цих матеріалів у виробництво, а тому робота є досить актуальною.

Метою роботи є дослідження окалиностійкості, кінетики окиснення в умовах екстремальних температур і різних агресивних середовищ та структури жаростійких сталей з високим вмістом хрому та алюмінію.

Для досягнення поставленої мети в роботі використано сучасні методи визначення вказаних характеристик.

Найпоширенішим видом взаємодії литих деталей з робочим середовищем є окиснення. Окиснення сплавів визначається багатьма факторами, до важливіших з яких відносять склад та швидкість газового середовища, температуру та тривалість взаємодії металу із середовищем, хімічний склад сплаву та структуру окалини. Окиснення металу суттєво впливає на його цілісність, зменшує поперечний переріз виробу, а разом з ним і тривалість експлуатації виробу.

У роботі поставлені такі завдання: дослідити окалиностійкість сталей неоднакового хімічного складу в умовах перегрітого повітря та інших агресивних середовищах, вивчити кінетику окиснення сталей в умовах високих температур, вплив хрому та алюмінію на структуру сталей та визначити оптимальне співвідношення хрому та алюмінію.

Окалиностійкість досліджуваних сталей визначали ваговим методом за збільшенням маси зразків, тобто головним кількісним показником окалиностійкості є величина, яка характеризує збільшення маси зразка на одиницю його поверхні, мг/см^2 , протягом певного часу випробовування зразків. Для цього використано установку, яку змонтовано на базі трубчастої силітової печі. Випробовування здійснювали протягом 100 год за температур 1200 і 1250 °С. Початком випробування був момент досягнення в робочій зоні печі заданої температури. Для визначення окалиностійкості сталей кожного хімічного складу випробуванням піддавали одночасно три зразки з подальшим усередненням результатів випробувань. За різницею маси зразків до й після випробовування визначали приріст маси, за яким розраховували питоми

збільшення маси з урахуванням площі поверхні зразка, яке і є характеристикою окалиностійкості.

Досліджено вплив хрому і алюмінію на окалиностійкість сталей, оскільки ці елементи є основними легувальними елементами, які забезпечують високу окалиностійкість сталей внаслідок утворення на поверхні виробу тугоплавких оксидів. Для визначення оптимальних концентрацій хрому й алюмінію вивчено окалиностійкість сталей із вмістом хрому в діапазоні концентрацій від 13 до 37% та алюмінію – до 7% при середньому вмісті вуглецю 0,30...0,35%.

Аналіз результатів показує, що збільшення вмісту алюмінію різко підвищує окалиностійкість (зменшує приріст маси) всіх досліджених сталей з різним вмістом хрому. Установлено, що для забезпечення досить високої окалиностійкості (збільшення маси на 4...6 мг/см² за 100 год) сталь має вміщувати 25...35% хрому й 2...3% алюмінію.

Під час спалювання палива на теплових електростанціях утворюється суміш газів CO₂, CO, H₂O (пара) і N₂. На металеві матеріали кожний із цих газів (або їх суміші) діє агресивніше, ніж перегріте повітря.

З метою вивчення впливу алюмінію на окалиностійкість в атмосфері CO₂ і H₂O (пари) випробувані зразки хромистої середньовуглецевої сталі із вмістом 30% Cr і легованої алюмінієм до 6,76%. Установлено, що із збільшенням вмісту алюмінію окалиностійкість хромистої сталі зростає у всіх досліджених середовищах, особливо після підвищення концентрації алюмінію в межах 2,0...3,0%. Найагресивнішим середовищем є водяна пара.

Аналізом результатів дослідження кінетики окиснення установлено, що інтенсивне окиснення металу здійснюється протягом перших 10...20 хв, тобто до моменту утворення на поверхні зразка суцільної і щільної оксидної плівки, яка в подальшому перешкоджає контакту навколишнього середовища з поверхнею «живого» металу.

Відомо, що сталь, яка має високу чистоту меж зерен та однорідність структури, має і високу жаростійкість, тобто довговічність роботи виробів тим триваліша, чим менша різниця в розмірах зерен. Додавання в хромисту сталь 1,0...2,0% алюмінію суттєво змінює її будову: структура стає максимальною гомогенною та рівнозерниною.

Отже, на підставі виконаних досліджень зроблено такі висновки:

1. Кількість алюмінію в хромистій сталі слід визначати з урахуванням дії температури, газового середовища та навантаження на виріб.

2. Сталі з високим вмістом хрому й 1,5...3,0% алюмінію мають високо-температурну корозійну стійкість у середовищах, які вміщують вуглекислий газ і водяну пару.

3. Для роботи в екстремальних умовах рекомендовано жаростійку хромоалюмінієву сталь складу, %: 0,30...0,35 C; 30...32 Cr; 1,5...2,2 Al; 0,45...0,90 Mn; до 1,0 Si; P і S – до 0,025.

4. Рекомендована сталь має однорідну гомогенну структуру, що надає їй високої жаростійкості. Така сталь може надійно працювати тривалий час в екстремальних умовах і є перспективним ливарним матеріалом для виготовлення литих жаростійких деталей різними способами лиття.

Тульчинська М.В., Федоров Г.Є.
(НТУУ «КПІ», м. Київ)

ПІДВИЩЕННЯ ЗНОСОСТІЙКОСТІ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ РОБОТИ В ЕКСТРЕМАЛЬНИХ УМОВАХ МІКРОЛЕГУВАННЯМ І МОДИФІКУВАННЯМ

Дослідженнями механічних та експлуатаційних властивостей чавунів з високим вмістом хрому та марганцю установлено, що такі матеріали можуть бути використані для виготовлення литих деталей, які здатні працювати тривалий час в умовах інтенсивного абразивного і гідроабразивного зносу. Покращання властивостей цих чавунів мікролегуванням і модифікуванням за умови позитивних результатів зможуть прискорити процеси впровадження їх у виробництво зносостійких деталей для роботи в екстремальних умовах, а тому роботи в цьому напрямку є досить актуальними.

Метою цієї роботи є дослідження впливу процесів мікролегування та модифікування на підвищення експлуатаційних характеристик зносостійкого хромомарганцевого базового чавуну 290X19Г4 і визначити доцільність використання цих технологій у виробничих умовах.

Основна мета процесу мікролегування – покращання стану меж зерен між окремими кристалами металевої матриці та зменшення шкідливого впливу легкоплавких домішок у металі виробів.

Модифікування значною мірою визначає характер кристалізації сплаву, ступінь його гранулярності і весь комплекс ливарних, механічних і спеціальних властивостей високолегованих сплавів.

Виплавляння експериментальних сплавів здійснювали в індукційній печі місткістю тигля 60 кг з основною футеровкою. Під час виплавляння досліджуваних чавунів спочатку виплавляли хромистий чавун, потім до нього додавали марганець. Присадку мікролегувальних елементів і модифікаторів здійснювали в тигель після досягнення металом температури 1450...1480 °С. Максимальний розмір кусків присадок не перевищував 30 мм. Для зменшення угару легувальних елементів під час плавлення дзеркало розплаву покривали плавиковим шпатом.

Дослідження зносостійкості чавунів визначали в гідроабразивному середовищі. Твердість чавунів визначали за методом Роквелла з використанням зразків розмірами 100×30×25 мм. Структуру сплавів вивчали на мікроскопі Neophot-21 після травлення зразків 4%-ним розчином азотної кислоти в етиловому спирті.

Для дослідження мікролегування вибрано титан, ванадій і сурму, а модифікування – бор та рідкісноземельні метали.

Досліджено вплив титану на характеристики базового чавуну в діапазоні концентрацій до 1,2 %. Враховуючи високу спорідненість титану до кисню, його вводили в сплав після розкиснення розплаву алюмінієм.

Установлено, що титан виокремлюється передусім у вигляді карбідів і карбонітридів, які є додатковими центрами кристалізації і подрібнюють пер-

винне зерно. Підвищення концентрації титану до 0,5% сприяє збільшенню твердості чавуну та його зносостійкості на 15%.

Отже, для покращання експлуатаційних характеристик базового чавуну його доцільно мікролегувати титаном у межах 0,1...0,5%.

Дію ванадію на базовий чавун досліджено в діапазоні концентрацій до 1,1%. Установлено, що добавки до 0,3 % ванадію через його мікролегувальну та розкиснювальну дію знижують твердість та зносостійкість базового сплаву. Збільшення вмісту ванадію в чавуні до 0,5% підвищує твердість та зносостійкість сплаву, оскільки збільшується кількість карбідів ванадію.

Для підвищення зносостійкості базового чавуну, його доцільно додатково мікролегувати ванадієм у межах 0,45...0,65%.

Вплив сурми на властивості базового чавуну досліджено в діапазоні концентрацій до 1,0%. Сурму додавали в ківш у процесі заповнення його рідким металом. Установлено, що невеликі присадки сурми (до 0,15%) сприяють підвищенню твердості та зносостійкості металу.

Для підвищення зносостійкості чавуну його доцільно додатково мікролегувати перед заливанням у форми сурмою в кількості 0,10...0,20%.

Вплив бору на експлуатаційні характеристики чавуну вивчено в діапазоні концентрацій до 0,1%. Установлено, що додаткове оброблення чавуну бором у кількості 0,005...0,020% суттєво підвищує твердість і зносостійкість металу. Вплив бору на властивості чавуну полягає в його модифікувальній дії на процеси кристалізації, внаслідок чого подрібнюється первинне зерно.

Вплив РЗМ на експлуатаційні характеристики базового чавуну вивчено в діапазоні концентрацій до 0,8% (за присадкою). Установлено, що оброблення базового чавуну присадками РЗМ (до 0,25 %) підвищує твердість і зносостійкість металу на 15...20%, оскільки вони діють як поверхнево-активні речовини на межах зерен аустеніту і обмежують їх ріст, підвищують щільність металу і його опір абразивному зносу.

У роботі зроблена спроба визначення спільної дії титану і РЗМ на структуру і властивості базового чавуну 290X19Г4. Метал, виплавлений в індукційній печі, розливали фракційно: вихідний і оброблений РЗМ в кількостях 0,1; 0,2 і 0,5 % за присадкою. Вміст титану не змінювали і витримували на рівні 0,15...0,20%.

За результатами досліджень попередньо можна стверджувати, що для покращання структури та властивостей хромомарганцевих чавунів, їх доцільно перед випусканням із плавильного агрегату додатково обробляти присадками 0,15...0,20% титану і 0,15...0,25% РЗМ (за розрахунком).

На підставі виконаної роботи зроблено такі висновки:

1. Для виготовлення литих деталей, які працюють в екстремальних умовах (інтенсивний абразивний або гідроабразивний знос), доцільно використовувати дешевий високоефективний хромомарганцевий чавун хімічного складу, %: 2,5...2,9 С; 18...20 Cr; 3,8...4,5 Mn; Р і S – до 0,025, оброблений 0,1...0,5 Ti; 0,45...0,65 V; 0,1...0,2 Sb; 0,005...0,020 В або 0,10..0,25 РЗМ.

2. Перспективними галузями використання цих чавунів є теплоенергетика, гірничо-металургійний комплекс, машинобудування тощо.