

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ

НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ УКРАЇНИ „КПІ”

ІНЖЕНЕРНО-ФІЗИЧНИЙ ФАКУЛЬТЕТ



НОВІ МАТЕРІАЛИ І ТЕХНОЛОГІЇ
В МАШИНОБУДУВАННІ

МАТЕРІАЛИ

VIII Міжнародної науково-технічної конференції

Україна, Київ

2016

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ

НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ УКРАЇНИ „КПІ”

ІНЖЕНЕРНО-ФІЗИЧНИЙ ФАКУЛЬТЕТ



**НОВІ МАТЕРІАЛИ І ТЕХНОЛОГІЇ
В МАШИНОБУДУВАННІ**

МАТЕРІАЛИ

VIII Міжнародної науково-технічної конференції

Україна, Київ

2016

УДК 621.74-027.31(082)

ББК 34.61я43

Н73

Рекомендовано до друку вченою радою ІФФ НТУУ „КПІ”

Протокол № 04/16 від 25.04.2016 р.

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

VIII Міжнародна науково-технічна конференція Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2016: матеріали науково-технічної конференції, 30...31 травня 2016 р., м. Київ / загальна редакція Р. В. Лютий, І. М. Гурія. – Київ: НТУУ «КПІ», 2016. – 172 с.

Відповідальність за інформацію у наданих матеріалах несуть автори.

Технічний редактор: М. М. Ямшинський

Комп'ютерна верстка: І. В. Лук'яненко

УДК 621.74-027.31(082)

ББК 34.61я43

ISSN 2524-0544

© НТУУ «КПІ», ІФФ, 2016

ПРОГРАМНИЙ КОМІТЕТ

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Артем'єв В.В., кафедра ЛВЧКМ, НТУУ «КПІ»

Кеуш Д.В., к.т.н., кафедра ЛВЧКМ, НТУУ «КПІ»

Фесенко К.В., к.т.н., кафедра ЛВЧКМ, НТУУ «КПІ»

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

ЗМІСТ

<i>Айкин Н.Д., Шаломеев В.А., Цивирко Э.И. (ЗНТУ, г. Запорозьє) МАГНИЕВЫЕ СПЛАВЫ ДЛЯ ИМПЛАНТАТОВ В МЕДИЦИНЕ</i>	10
<i>Алаа Фадил Идан, Акимов О.В., Костик Е.А. (НТУ «ХПИ», г. Харьков) УПРОЧНЕНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ДЕТАЛЕЙ ИЗ СТАЛЕЙ</i>	11
<i>Антоненко А.І., Прилуцький М.І.(НТУУ «КПІ», м. Київ) ЕЛЕКТРОШЛАКОВА ТЕХНОЛОГІЯ ВИПЛАВКИ ЛАТУНІ ЛЦ16К4 З НЕКОМПАКТНИХ ВІДХОДІВ МІДНИХ СПЛАВІВ</i>	12
<i>Афтанділлянц Е.Г., Лопатько К.Г., Полищук А.В. (НУБІП, г. Киев) РАСКИСЛЕНИЕ И МОДИФИЦИРОВАНИЕ СТАЛИ НАНОЧАСТИЦАМИ</i>	13
<i>Баглюк Г.А., Куровский В.Я., Уськова Н.А., Максимова Г.А., Молчановская Г.М., Головка Е.С. (ИПМ им. И.Н.Францевича НАН Украины, г. Киев) ПОЛУЧЕНИЕ НОВЫХ ФРИКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗО-СТЕКЛЯННЫХ КОМПОЗИТОВ МЕТОДОМ ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ</i>	14
<i>Баглюк Г.А., Уськова Н.А., Куровский В.Я., Максимова Г.А., Молчановская Г.М. (ИПМ им. И.Н. Францевича НАН Украины, г. Киев) ОБРАБОТКА ЧУГУНА БРИКЕТИРОВАННЫМИ ПОРОШКОВЫМИ МОДИФИКАТОРАМИ ПРИ ЛГМ ТЕХНОЛОГИИ</i>	15
<i>Бачинский Ю.Д., Бубликов В.Б. (ФТИМС НАН Украины, г. Киев) ПРОЦЕСС РАСТВОРЕНИЯ МОДИФИЦИРУЮЩИХ СПЛАВОВ В ЖИДКОМ ЧУГУНЕ</i>	16
<i>Белов Б.Ф., Троцан А.И., Бродецкий И.Л., Карликова Я.П. (ИПМ НАН Украины, г. Киев; ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь) ОПТИМИЗАЦИЯ СОСТАВОВ ФЕРРОСПЛАВОВ И ЛИГАТУР</i>	17
<i>Богусевский В.С., Сухенко В.Ю. (НТУУ «КПИ», г. Киев) РЕГУЛИРОВАНИЕ УРОВНЯ МЕТАЛЛА В КРИСТАЛЛИЗАТОРЕ В МНЛЗ БЕЗ ПРОМЕЖУТОЧНОГО КОВША</i>	18
<i>Богусевский В.С., Сухенко В.Ю. (НТУУ «КПИ», г. Киев) УПРАВЛЕНИЕ АГРЕГАТАМИ ДОВОДКИ СТАЛИ</i>	19
<i>Ботвинко Д.В., Шаповалов В.А., Прилуцький М.І. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ІНДУКЦІЙНИЙ ПЕРЕПЛАВ ЗКОМПАКТОВАНОЇ ЗАГОТОВКИ ЗІ СТРУЖКИ СТАЛІ 29НК В СЕКЦІЙНОМУ КРИСТАЛІЗАТОРІ</i>	20
<i>Бубликов В.Б., Берчук Д.М., Бачинський Ю.Д. (ФТИМС НАН України, м. Київ) ВПЛИВ МАГНІЄВИХ ЛІГАТУР НА СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ ПРИ ВНУТРІШНЬОФОРМОВОМУ МОДИФІКУВАННІ</i>	23
<i>Бубликов В.Б., Нестерук Е.П. (ФТИМС НАН Украины, г. Киев) О ВЛИЯНИИ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ НА ПРОЦЕСС МОДИФИЦИРОВАНИЯ В ПРОТОЧНЫХ РЕАКТОРАХ ЛИТНИКОВЫХ СИСТЕМ</i>	24
<i>Бубликов В.Б.¹, Сиропоринєв Л.М.², Форсюк О.І.², Берчук Д.М.¹ (¹ФТИМС НАН України, м. Київ; ²НТУУ «КПІ», м. Київ) СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ І МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ ПРИ ВНУТРІШНЬОФОРМОВОМУ ТА КОВШОВОМУ МОДИФІКУВАННІ</i>	25
<i>Бубликов В.Б. (ФТИМС НАН Украины, г. Киев) О МОДИФИЦИРОВАНИИ ЧУГУНА</i>	25
<i>Ведель Д.В., Степанчук А.М. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ТЕРМОДИНАМІЧНІ ЗАСАДИ СТВОРЕННЯ КОНСТРУКЦІЙНОЇ КЕРАМІКИ НА ОСНОВІ СПОЛУК ДЕЯКИХ ПЕРЕХІДНИХ МЕТАЛІВ</i>	26
<i>Верховлюк А.М., Нетребко Д.М. (ФТИМС НАН України, м. Київ) ВПЛИВ ХІМІЧНОГО ТА ФАЗОВОГО СКЛАДІВ МІДНИХ СПЛАВІВ НА ЕЛЕКТРОПРОВІДНІСТЬ</i>	28
<i>Вичкін В.В., Прилуцький М.І. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ЕЛЕКТРОШЛАКОВА ТЕХНОЛОГІЯ ВИПЛАВКИ БРОНЗИ Бр05Ц6С5 З НЕКОМПАКТНИХ ВІДХОДІВ МІДНИХ СПЛАВІВ</i>	29
<i>Волошко С.М., Бурмак А.П. (НТУУ «КПИ», г. Киев) ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ И МИКРОТВЕРДОСТИ ПОВЕРХНОСТИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16 ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ УДАРНОЙ ОБРАБОТКЕ В РАЗНЫХ АТМОСФЕРАХ</i>	30
<i>Воронова О.И. (ОНПУ, г. Одесса) ОПТИМИЗАЦИЯ ПРОЦЕССА ФОРМООБРАЗОВАНИЯ ПО ШЛИКЕРНОЙ КЕРАМИКЕ</i>	30
<i>Глотка А.А. (ЗНТУ, г. Запорозьє) ВЛИЯНИЕ КАРБИДНОЙ СОСТАВЛЯЮЩЕЙ НА СЛУЖЕБНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СТАЛИ 110Х18М</i>	31
<i>Гнатуш В.А., Кочешков А.С., Лютий Р.В. (НТУУ «КПІ», м. Київ) РОКІВ З ДНЯ НАРОДЖЕННЯ ПРОФЕСОРА С. П. ДОРОШЕНКА</i>	33
<i>Гнатуш В.А. (г. Киев) МИРОВОЙ РЫНОК ЛИТЬЯ: ПОВЫШАТЕЛЬНЫЙ ТРЕНД</i>	34
<i>Григорчук Т.М., Абдуллаєва Е.Р., Богомол Ю.І. (НТУУ «КПІ», м. Київ) МІКРОСТРУКТУРА СПРЯМОВАНО ЗАКРИСТАЛІЗОВАНОГО СПЛАВУ Mo-ZrC</i>	38
<i>Доній О.М., Кулініч А.А., Санько Д.В. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ІМІТАЦІЙНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ГОМОГЕННОЇ КРИСТАЛІЗАЦІЇ СПЛАВУ Al-7%Mg</i>	39

<i>Дорошенко В.С.¹, Калюжний П.Б.² (¹ФТИМС НАН України, г. Київ; ²ВНУ ім. В. Даля, г. Северодонецьк) УСКОРЕННОЕ ОХЛАЖДЕНИЕ ОТЛИВОК В ПСЕВДООЖИЖЕННОМ СЛОЕ НАПОЛНИТЕЛЯ НЕПОСРЕДСТВЕННО В ЛИТЕЙНОЙ ФОРМЕ</i>	40
<i>Дорошенко В.С., Шинський І.О. (ФТИМС НАН України, м. Київ) ПРО РОЗРОБКУ НАУКОВИХ ТА ТЕХНОЛОГІЧНИХ ЗАСАД КОНСТРУЮВАННЯ ВИЛИВКІВ, ОПТИМАЛЬНИХ ПРОЦЕСІВ ЇХ ВИРОБНИЦТВА І АВТОМАТИЗОВАНИХ МЕТОДІВ ПРОЕКТУВАННЯ</i>	41
<i>Дорошенко В.С., Яковичин О.А. (ФТИМС НАН України, г. Київ) ПРЕДПОСЫЛКИ ПРИМЕНЕНИЯ АЦЕТАТА НАТРИЯ («NOT ICE») В КАЧЕСТВЕ МАТЕРИАЛА РАЗОВЫХ МОДЕЛЕЙ</i>	42
<i>Дорошенко В.С. (ФТИМС НАН України, г. Київ) ФОРМООБРАЗУЮЩИЕ И СВЯЗУЮЩИЕ СВОЙСТВА ВОДЫ ПРИ ЛИТЬЕ ПО ЛЕДЯНЫМ МОДЕЛЯМ</i>	42
<i>Дорошенко В.С. (ФТИМС НАН України, г. Київ) О ПОДДЕРЖАНИИ БАЛАНСА ДАВЛЕНИЯ ГАЗА У СТЕНКИ ФОРМЫ ДЛЯ ОБЕСПЕЧЕНИЯ КАЧЕСТВА ОТЛИВОК ПРИ ЛГМ</i>	43
<i>Дорошенко В.С. (ФТИМС НАН України, г. Київ) СОЧЕТАНИЕ ЛИТЬЯ ПО РАЗОВЫМ МОДЕЛЯМ С ПРИМЕНЕНИЕМ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ И ОПТИМИЗАЦИЕЙ ТОЛЩИН СТЕНОК ОТЛИВКИ КАК МЕТОД МЕТАЛЛОСБЕРЕЖЕНИЯ</i>	45
<i>Доценко Ю.В., Селівьорстов В.Ю., Доценко Н.В. (НМетАУ, м. Дніпропетровськ) ЗАСТОСУВАННЯ КОМПЛЕКСНОЇ ТЕХНОЛОГІЇ З МЕТОЮ ПІДВИЩЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ТА ТЕХНОЛОГІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ВИЛИВКІВ</i>	46
<i>Дядюн К.В., Чебукина В.Ф. (Херсонский политехнический колледж, м. Херсон) ПРОЦЕСС НАНЕСЕНИЯ ИОННО-ПЛАЗМЕННЫХ ПОКРЫТИЙ И СИСТЕМНЫЙ ПОДХОД К УПРАВЛЕНИЮ ПРОЦЕССОМ</i>	47
<i>Жбанова О.М., Хомовська А.О. (ДВНЗ «КНУ», м. Кривий Ріг) ПОКРАЩЕННЯ КОНСТРУКЦІЇ ЛИТОГО КОНТЕЙНЕРА ДЛЯ ЗБЕРІГАННЯ ВІДХОДІВ</i>	51
<i>Жижкина Н.А., Илюшкин Д.А., Зенцова Е.А. (БГТУ, г. Брянск) КОМПЬЮТЕРНЫЙ АНАЛИЗ ФОРМИРОВАНИЯ ВАЛКОВОЙ ОТЛИВКИ</i>	52
<i>Затуловский А.С. (ФТИМС НАН України, г. Київ) ЦЕНТРОБЕЖНОЕ ЛИТЬЕ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ, АРМИРОВАННЫХ ПРОДУКТАМИ РЕЦИКЛИНГА</i>	53
<i>Захарченко А.В. (Университет «Украина», г. Київ) МОНИТОРИНГ СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ТРИБОСОПРЯЖЕНИЙ</i>	54
<i>Зеленый Б.Г. (ФТИМС НАН України, г. Київ) ВЛИЯНИЕ ТЕРМОВРЕМЕННОЙ ОБРАБОТКИ И МОДИФИЦИРОВАНИЯ НА ГАЗОНАСЫЩЕННОСТЬ ЧУГУНА</i>	55
<i>Золотоверх В.А.¹, Микитчик А.В.², Рудой Ю.Е.² (¹НТУУ «КПІ», м. Київ; ²МЦ ЕПТ ІЕЗ ім. Є.О. Патона, м. Київ) ДОСЛІДЖЕННЯ СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ ДИФУЗІЙНОГО БАР'ЄРНОГО ШАРУ В ЖАРОСТІЙКОМУ ПОКРИТТІ NiAl, ОТРИМАНОМУ ПО ОДНОСТАДІЙНІЙ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВІЙ ТЕХНОЛОГІЇ</i>	56
<i>Идрис Г.Г., Акимов О.В., Марченко А.П. (НТУ «ХПИ», г. Харьков) КОМПЛЕКСНОЕ КОМПЬЮТЕРНО-ИНТЕГРИРОВАННОЕ ПРОЕКТИРОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ЛИТЬЯ ПОРШНЕЙ</i>	58
<i>Исаева Л.Е. (НМетАУ, г. Днепропетровск) ИССЛЕДОВАНИЕ УСЛОВИЙ ОБРАЗОВАНИЯ НИТРИДНЫХ ФАЗ В КАВИТАЦИОННОСТОЙКИХ СТАЛЯХ АУСТЕНИТНОГО КЛАССА</i>	59
<i>Иванов В.Г., Пірожкова В.П. (ЗНТУ, м. Запоріжжя) БУДОВА ГРАФІТОВИХ ВКРАПЛЕНЬ У ВИСОКОМІЦНИХ ЧАВУНАХ</i>	60
<i>Иванова Л.Х., Білий О.П., Алексєєнко А.С., Юрченко Ю.О. (НМетАУ, г. Дніпропетровськ) МОДИФІКУВАННЯ ТА ЛЕГУВАННЯ ВАЛКОВОГО ЧАВУНУ</i>	61
<i>Иванова О.С., Лисюк Р.О., Рибак В.М. (НТУУ «КПІ», м. Київ) МАТЕМАТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ПОВЕРХНЕВОГО НАТЯГУ ФЛЮСІВ ЕШП</i>	63
<i>Иванова О.С., Сєдов М.П., Рибак В.М. (НТУУ «КПІ», м. Київ) КОМП'ЮТЕРНА МОДЕЛЬ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОЇ ТИГЕЛЬНОЇ ПЛАВКИ НА РІДКОМУ СТАРТІ</i>	64
<i>Иванченко Д.В., Кадигроб С.В. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ОПТИМАЛЬНІ ПАРАМЕТРИ МОДИФІКУВАННЯ АЛЮМІНІЄВО-КРЕМНІЄВОГО ЛИВАРНОГО СПЛАВУ АК5М ЦИРКОНІЄМ, ВВЕДЕНИМ ІЗ ФТОРИДУ</i>	65
<i>Казлинський О.Є., Несін В.В. (ІСТЕ СБУ, м. Київ) СПЕЦИФІЧНА ДІЯ ЕЛЕКТРОГРАФІЧНОГО МАРКУВАННЯ ТА КОНТРОЛЮ ТВЕРДОСТІ МАТЕРІАЛУ Р6М5 СПЕЦІАЛЬНИХ ФРЕЗ СКЛАДНОГО ПРОФІЛЮ</i>	66
<i>Калюжний П.Б. (СНУ ім. В. Даля, м. Северодонецьк) ОДЕРЖАННЯ ВИЛИВКІВ ЛИТТЯМ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ, З АЕРОДИНАМІЧНИМ ПЕРЕМІЩЕННЯМ ФОРМУВАЛЬНОГО МАТЕРІАЛУ У КОНТЕЙНЕРІ</i>	67
<i>Квасницкая Ю.Г., Максютя И.И., Верховлюк А.М. (ФТИМС НАН України, г. Київ) ИСПЫТАНИЯ НА СТОЙКОСТЬ К ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ КОРРОЗИИ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ НА НИКЕЛЕВОЙ ОСНОВЕ ДЛЯ ЛОПАТОК ГАЗОТУРБИНЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ</i>	68

<i>Кисла Г.П., Сисоєв М.О., Білодід Д.М., Лобода П.І. (НТУУ «КПІ», м. Київ) СПЛАВИ СИСТЕМИ $ZrO_2 - ZrV_2$.....</i>	<i>69</i>
<i>Клеков А.О., Степанчук А.М., Смик В.М., Шум Л.В. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ЗАКОНОМІРНОСТІ УЩІЛЬНЕННЯ ПОРОШКОВИХ МАТЕРІАЛІВ НА ОСНОВІ КОМПОЗИЦІЙ $Fe - Al$.....</i>	<i>70</i>
<i>Клименко В.А., Шейко О.І., Левіцька Т.О. (НТУУ «КПІ», м. Київ) МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ ПОРИСТОСТІ, ЩІЛЬНОСТІ ТА ГАЗОПРОНИКНОСТІ ФОРМУВАЛЬНИХ СУМІШЕЙ З НАПОВНЮВАЧЕМ З ДВОХ ФРАКЦІЙ.....</i>	<i>71</i>
<i>Клименко В.А., Шейко О.І., Левіцька Т.О. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОСТОРОВОЇ СТРУКТУРИ ДВОКОМПОНЕНТНОГО НАПОВНЮВАЧА У СКЛАДІ УЩІЛЬНЕНОЇ ФОРМУВАЛЬНОЇ СУМІШІ.....</i>	<i>73</i>
<i>Клименко С.И., Маляр В.А. (ФТИМС НАН України, г. Киев) ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ КАЧЕСТВА ПОВЕРХНОСТИ ЛИТЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ АРМИРОВАННЫХ КОНСТРУКЦИЙ ПРИ ЛИТЬЕ ПО ГАЗИФИЦИРУЕМЫМ МОДЕЛЯМ, НАПОЛНЕННЫМ ГРАФИТОВОЙ ФАЗОЙ.....</i>	<i>75</i>
<i>Кобзева А.І., Чубін К.І., Стороженко Т.І. (ДДТУ, м. Дніпродзержинськ) УДОСКОНАЛЕННЯ ОБРОБКИ РОЗПЛАВУ ЧАВУНУ МАГНІЄМ З МЕТОЮ ОТРИМАННЯ ВИЛИВКІВ ПІДВИЩЕНОЇ ЯКОСТІ.....</i>	<i>76</i>
<i>Кобилінський Ю.В., Болбут В.В., Богомол Ю.І., Лобода П.І. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ВПЛИВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ТА НА ВНУТРІШНІ НАПРУЖЕННЯ В СПРЯМОВАНО ЗАКРИСТАЛІЗОВАНОМУ ЕВТЕКТИЧНОМУ СПЛАВІ V_4C-TiV_2.....</i>	<i>77</i>
<i>Ковальчук О.Г., Ямишинський М.М., Федоров Г.Є. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ПОВЕРХНЕВЕ ЛЕГУВАННЯ СТАЛЕВИХ ВИЛИВКІВ.....</i>	<i>78</i>
<i>Косинская А.В., Затоловский А.С., Костенко А.Д., Набока Е.А. (ФТИМС НАН України, г. Киев) СТРУКТУРА БИНАРНЫХ СПЛАВОВ $Al-Cr$ И ИХ ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ.....</i>	<i>79</i>
<i>Костик Е.А., Костик В.О., Аль-Рекаби Дафер В. (НТУ «ХПИ», г. Харьков) МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ГАЗОВОГО АЗОТИРОВАНИЯ.....</i>	<i>80</i>
<i>Костик Е.А., Костик В.О., Моханад Музахем Кхалаф (НТУ «ХПИ», г. Харьков) МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ИОННО-ПЛАЗМЕННОГО АЗОТИРОВАНИЯ.....</i>	<i>81</i>
<i>Кочешков А.С., Тошева О.Ю. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ЛИВАРНІ СУМІШІ З КОМБІНОВАНИМ НАПОВНЮВАЧЕМ ДЛЯ ЛИТТЯ ТОЧНОЇ ЗАГОТОВКИ У ФОРМИ-МОНОЛІТИ.....</i>	<i>82</i>
<i>Кравченко В.П., Кравченко Е.В. (ФТИМС НАН України; МНУЦИТС НАН и МОН України, г. Киев) ИНДУКТИВНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРИ ИССЛЕДОВАНИИ ПРОЦЕССА ОХЛАЖДЕНИЯ ОТЛИВКИ.....</i>	<i>83</i>
<i>Кулініч А.А., Горєлкін Д.М., Захарова А.С., Тищенко Н.В., Онопрієнко О.О., Ясир Д.В. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ВПЛИВ КОМПЛЕКСНОГО МІКРОЛЕГУВАННЯ ТИТАНОМ І ВУГЛЕЦЕМ НА МІКРОСТРУКТУРУ СПЛАВУ $B95$.....</i>	<i>84</i>
<i>Кулініч А.А., Христенко В.В., Тищенко Н.В., Чепурний П.В. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ВПЛИВ ПЕРЕМІШУВАННЯ РОЗПЛАВУ НА РОЗМІР ЗЕРНА ЛИВАРНИХ СПЛАВІВ СИСТЕМИ $Al - Mg$.....</i>	<i>85</i>
<i>Лоскутова Т.В., Хижняк В.Г., Дудка О.І., Погребова І.С., Бобіна М.М., Дезула А.І. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ЖАРОСТІЙКІСТЬ ПОКРИТТІВ НА ОСНОВІ КАРБІДУ ТИТАНУ.....</i>	<i>87</i>
<i>Лук'яненко О.Г., Труш В.С. (ФМІ ім. Г.В. Карпенка НАН України, м. Львів) ВПЛИВ ПАРЦІАЛЬНОГО ТИСКУ КИСНЮ НА ПРИПОВЕРХНЕВИЙ ШАР СПЛАВІВ $VT1-0$ ТА $Zr-1\%Nb$ ЗА ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ.....</i>	<i>88</i>
<i>Лысенко Т.В., Шинский О.И., Солоненко Л.И., Васильев Д.С. (ОНПУ, г. Одесса) ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ФОРМ.....</i>	<i>89</i>
<i>Лютий Р.В., Прилуцький М.І. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ВПЛИВ СПОСОБУ ПРИГОТУВАННЯ РІДКОГО СКЛА НА ВИБИВАЄМІСТЬ СТРИЖНЕВОЇ СУМІШІ.....</i>	<i>90</i>
<i>Лютова О.В., Авраменко К.А. (ЗНТУ, г. Запорожье) МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ ПРОИЗВОДСТВА НА КАЧЕСТВО ВТОРИЧНЫХ СИЛУМИНОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ГРАФИЧЕСКИХ МЕТОДОВ ОПТИМИЗАЦИИ.....</i>	<i>91</i>
<i>Максюта И.И., Квасницкая Ю.Г., Нейма А.В., Михнян Е.В. (ФТИМС НАН України, г. Киев) ПОЛУЧЕНИЕ ОТЛИВОК МЕТОДОМ КОМБИНИРОВАНИЯ СПОСОБА ЛВМ И ВЫЖИГАНИЯ.....</i>	<i>92</i>
<i>Максюта І.І., Квасницька Ю.Г., Михнян О.В., Нейма О.В. (ФТИМС НАН України, м. Київ) АНАЛІЗ ТЕРМОМЕТРИЧНИХ ДАНИХ КРИСТАЛІЗАЦІЇ СПЛАВІВ ПРИ ЛИТТІ ЛОПАТОК ГТД У КОМПЛЕКСНОМОДИФІКОВАНИ КЕРАМІЧНІ ФОРМИ.....</i>	<i>93</i>
<i>Малинов В.Л., Малинов Л.С. (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь) ПОВЫШЕНИЕ СВОЙСТВ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА ЗА СЧЕТ ПОЛУЧЕНИЯ В НЕМ АУСТЕНИТА И УПРАВЛЕНИЯ ЕГО КОЛИЧЕСТВОМ И СТАБИЛЬНОСТЬЮ.....</i>	<i>94</i>
<i>Малинов Л.С., Бурова Д.В., Гоманюк В.Д. (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь) НЕТИПОВАЯ ИЗОТЕРМИЧЕСКАЯ ЗАКАЛКА СТАЛЕЙ ИЗ МЕЖКРИТИЧЕСКОГО ИНТЕРВАЛА ТЕМПЕРАТУР.....</i>	<i>96</i>

<i>Малинов Л.С., Малышева И.Е. (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь) ЦЕМЕНТАЦИЯ ОБЫЧНО НЕЦЕМЕНТИРУЕМЫХ СТАЛЕЙ И ИХ ТЕРМООБРАБОТКА ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ АБРАЗИВНОЙ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ЗА СЧЕТ РЕАЛИЗАЦИИ ЭФФЕКТА САМОЗАКАЛКИ ПРИ НАГРУЖЕНИИ</i>	97
<i>Малинов Л.С., Хлестов В.М., Бурова Д.В., Гоманюк В.Д. (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь) ТЕРМООБРАБОТКА СТАЛИ 25Х1М1Ф С НАГРЕВОМ В МЕЖКРИТИЧЕСКИЙ ИНТЕРВАЛ ТЕМПЕРАТУР</i>	98
<i>Малинов Л.С., Носовский Б.И., Рыхликова Е.С. (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь) УПРОЧНЕНИЕ СТАЛЕЙ ЭЛЕКТРОКОНТАКТНОЙ НАПЛАВКОЙ СТАЛЯМИ С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ УГЛЕРОДА И ЧУГУНОМ С ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ИХ ТЕРМООБРАБОТКОЙ</i>	99
<i>Малинов Л.С. (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь) ПОВЫШЕНИЕ СВОЙСТВ ШИРОКО ПРИМЕНЯЕМЫХ СТАЛЕЙ И ЧУГУНОВ ЗА СЧЕТ ОБРАБОТОК, ИСПОЛЬЗУЮЩИХ ИХ ВНУТРЕННИЙ РЕСУРС ПОЛУЧЕНИЕМ В СТРУКТУРЕ МЕТАСТАБИЛЬНОГО АУСТЕНИТА</i>	100
<i>Малинов Л.С. (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь) МАРГАНЕЦСОДЕРЖАЩИЕ СТАЛИ И ЧУГУНЫ С МЕТАСТАБИЛЬНЫМ АУСТЕНИТОМ – ЗАМЕНА СПЛАВАМ, ЛЕГИРОВАННЫМ НИКЕЛЕМ</i>	101
<i>Мамшиев В.А., Шинский О.И., Соколовская Л.А. (ФТИМС НАН Украины, г. Киев) О ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ ПРОЦЕССАХ ЗАТВЕРДЕВАНИЯ И ПЛАВЛЕНИЯ В ЛИТЕЙНЫХ ТЕХНОЛОГИЯХ</i>	102
<i>Меняйло Е.В. (НМетАУ, г. Днепропетровск) ИНЖЕНЕРНАЯ МЕТОДИКА РАСЧЕТА ПРОДОЛЖИТЕЛЬНОСТИ ЗАТВЕРДЕВАНИЯ ДВУХФАЗНОЙ ЗОНЫ В ОТЛИВКАХ ИЗ Fe–C СПЛАВОВ</i>	103
<i>Милонин Е.В., Наумик В.В., Гайдук С.В. (АО «Мотор Сич»; ЗНТУ, г. Запорожье) ИССЛЕДОВАНИЕ КАЧЕСТВА МАТЕРИАЛА ЛИТЫХ ОБРАЗЦОВ НАПРАВЛЕННОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ИЗ ОПЫТНОГО ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА НА БАЗЕ ЖС32-ВИ</i>	104
<i>Михайловская А.М., Гнатенко О.В., Наумик В.В. (ЗНТУ, г. Запорожье) ОПТИМИЗАЦИЯ СОСТАВА ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА ЖС32-ВИ НА НИКЕЛЕВОЙ ОСНОВЕ</i>	105
<i>Мозилевцев О.А., Стороженко С.А. (ДГТУ, г. Днепродзержинск) ХИМИЧЕСКОЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ВДУВАЕМОГО МАГНИЯ С КОМПОНЕНТАМИ ЧУГУНА И ГАЗА-НОСИТЕЛЯ</i>	106
<i>Набока В.О., Кеуш Д.В., Лютий Р.В. (НТУУ «КПІ», м. Київ) СТРИЖНЕВІ СУМІШІ, ЯКІ ЗМІЦНЮЮТЬСЯ ПРИ ВЗАЄМОДІЇ ОРТОФОСФОРНОЇ КИСЛОТИ З КОМПОНЕНТАМИ НАПОВНЮВАЧА</i>	107
<i>Никитин В.А. (НТУУ «КПІ», г. Киев) ЗАМЕДЛЕНИЕ ПРОЦЕССА КОРРОЗИИ СТАЛИ МЕТОДОМ ОБРАБОТКИ АГРЕССИВНОЙ СРЕДЫ</i>	109
<i>Нурадинов А.С.¹, Осадчий А.Г.² (¹ФТИМС НАН Украины, м. Київ; ²НТУУ «КПІ», м. Київ) ВПЛИВ ГАЗОІМПУЛЬСНОЇ ОБРОБКИ НА ФОРМУВАННЯ БЕЗПЕРЕРВНОЛИТИХ ЗАГОТОВОК</i>	110
<i>Парусов Э.В.¹, Сычков А.Б.², Чуйко И.Н.¹, Сагура Л.В.¹ (¹ИЧМ НАН Украины, г. Днепропетровск; ²МГТУ, г. Магнитогорск) ВЛИЯНИЕ ДЕФЕКТОВ СТАЛЬНОЙ ЗАГОТОВКИ НА КАЧЕСТВО ПОВЕРХНОСТИ ГОТОВОГО ПРОКАТА</i>	111
<i>Петрищев А.С.¹, Григорьев С.М.² (¹ЗНТУ, г. Запорожье; ²ЗНУ, г. Запорожье) НЕКОТОРЫЕ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ РАФИНИРОВАННОГО МОЛИБДЕНОВОГО КОНЦЕНТРАТА</i>	113
<i>Пивоцук А.Р., Кеуш Д.В., Лютий Р.В. (НТУУ «КПІ», м. Київ) СУМІШ З НОВИМ ЗВ'ЯЗУВАЛЬНИМ КОМПОНЕНТОМ – ПИРОФОСФАТОМ КРЕМНІЮ, ДЛЯ ТЕПЛООВОГО ЗМІЦНЕННЯ ЛИВАРНИХ СТРИЖНІВ</i> 114	
<i>Писаренко В.Г., Варава І.А. (Институт кібернетики ім. В.М. Глушкова НАН України, м. Київ) ОПТИМАЛЬНЕ КЕРУВАННЯ КРИСТАЛІЗАЦІЄЮ МЕТАЛЕВИХ РОЗПЛАВІВ З ВИКОРИСТАННЯМ ЕЛЕМЕНТІВ ІНТЕЛЕКТУАЛЬНОГО ТЕРМОАНАЛІЗУ І ФУНКЦІОНАЛІВ КРИТЕРІЇВ ОЦІНЮВАННЯ</i>	115
<i>Погрелюк І.М.¹, Лаврись С.М.¹, Стацишин І.В.¹, Пеньковий О.В.² (¹ФМІ НАН України, м. Львів; ²НУ «ЛП», м. Львів) ВПЛИВ ПАРАМЕТРІВ ХІМІКО-ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА ЯКІСТЬ ПОВЕРХНІ ТИТАНУ GRADE 2</i>	117
<i>Погрелюк І.М.¹, Шейкін С.Є.², Лаврись С.М.¹, Ростоцький І.Ю.² (¹ФМІ НАН України, м. Львів; ²ІНМ НАН України, м. Київ) ВПЛИВ РЕЖИМУ ОБКОЧУВАННЯ НА ТРИБОТЕХНІЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ ТИТАНОВОГО СПЛАВУ ВТ22</i>	118
<i>Погрелюк І.М., Лук'яненко О.Г., Швачко Х.С. (ФМІ НАНУ, м. Львів) ВПЛИВ ТЕРМОДИФУЗІЙНОГО ОКСИДУВАННЯ НА КОРОЗІЙНУ ТРИВКІСТЬ СПЕЧЕНОГО ТИТАНУ</i>	119
<i>Пригунова А.Г.¹, Петров С.С.², Пригунов С.В.², Дядюра А.С.³ (¹ФТИМС НАН Украины, м. Київ; ²НМетАУ, м. Дніпропетровськ; ³НТУУ «КПІ», м. Київ) СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВУ АК5М2, ОБРОБЛЕНОГО У РІДКОМУ СТАНІ ІМПУЛЬСНИМ ЕЛЕКТРИЧНИМ СТРУМОМ</i>	120
<i>Репета Л.П., Сиропоринцев Л.М. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ОПТИМІЗАЦІЯ СКЛАДУ СУМІШЕЙ НА ОСНОВІ КВАРЦОВОГО ПІСКУ, СПУЧЕНОГО ПЕРЛІТУ ТА СМОЛИ СФП 011Л</i>	121
<i>Репета Л.П., Сиропоринцев Л.М. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ОПТИМІЗАЦІЯ СКЛАДУ СУМІШЕЙ НА ОСНОВІ КВАРЦОВОГО ПІСКУ, СМОЛИ СФП 011Л ТА МЕТИЛАЦЕТАТУ</i>	123
<i>Репях С.И., Матвеева М.О., Климович Б.В. (НМетАУ, г. Днепропетровск) ТЕРМИЧЕСКАЯ СТОЙКОСТЬ КЕРАМИЧЕСКИХ ОБОЛОЧКОВЫХ ФОРМ ДЛЯ ОТЛИВОК ИЗ МАРГАНЦОВИСТОГО ЧУГУНА</i>	125

Романець В.М., Федоров Г.Є. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ПІДВИЩЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЖАРОСТІЙКИХ СТАЛЕЙ З ВИСОКИМ ВМІСТОМ ХРОМУ.....	126
Самарай В.П. (НТУУ «КПІ», з. Київ) МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ФОРМОВОЧНЫХ И СТЕРЖНЕВЫХ СМЕСЕЙ.....	127
Самарай В.П. (НТУУ «КПІ», з. Київ) ДИАГНОСТИКА КАЧЕСТВА УПЛОТНЕНИЯ ФОРМ И СТЕРЖНЕЙ ПО ДЕФЕКТНОМУ СОСТОЯНИЮ ОТЛИВОК.....	128
Селівьорстов В.Ю., Селівьорстова Т.В., Доценко Ю.В. (НМетАУ, м. Дніпропетровськ) ОСОБЛИВОСТІ ВИЗНАЧЕННЯ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ ГАЗОДИНАМІЧНОГО ВПЛИВУ НА РОЗПЛАВ У ЛИВАРНІЙ ФОРМІ.....	130
Середенко В.А., Косинская А.В., Середенко Е.В., Богатырёва Ж.Д. (ФТИМС НАН України, з. Київ) ФОРМИРОВАНИЕ НАПРАВЛЕННЫХ СТРУКТУР В ЛИТОМ АЛЮМИНИИ С ДОБАВКАМИ ЦИРКОНИЯ И ТИТАНА С ПОМОЩЬЮ СЛАБОГО ПОСТОЯННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ.....	131
Середенко В.А., Середенко Е.В., Паренюк А.А. (ФТИМС НАН України, з. Київ) ПЕРСПЕКТИВЫ ПОЛУЧЕНИЯ ПОД ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫМ ВОЗДЕЙСТВИЕМ ЛИТЫХ МЕДНЫХ СПЛАВОВ МОНОТЕКТИЧЕСКОЙ СИСТЕМЫ, УПРОЧНЁННЫХ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫМИ ВКЛЮЧЕНИЯМИ, ВЫДЕЛИВШИМИСЯ В РАСПЛАВЕ.....	132
Сидоренко Д.С., Наумик В.В. (ЗНТУ, з. Запорозжє) ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МОДИФИЦИРОВАНИЯ НА ОБРАЗОВАНИЕ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ И ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ ЛИТОЙ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ.....	133
Солідор Н.А., Иванов В.П., Моргай Ф.В. (ДВНЗ «ПДТУ», м. Маріуполь) ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ПРИМУСОВОГО МЕХАНІЧНОГО ПЕРЕНОСУ ПРИ ВИКОРИСТАННІ АУСТЕНИТНОГО СТРІЧКОВОГО ЕЛЕКТРОДУ НА ФОРМУВАННЯ МІКРОСТРУКТУРИ МЕТАЛУ.....	134
Сорокина Т.Н. (НУК им. адмирала Макарова, з. Николаев) РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ ГИДРОСТАТОДИНАМИЧЕСКОГО ПОДПЯТНИКА С КАРМАНАМИ РЭЛЕЯ.....	135
Степанчук А.М., Клеков А.О., Деркач М.О. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ОТРИМАННЯ ПЛАВЛЕНИХ КАРБІДІВ ДЕЯКИХ ПЕРЕХІДНИХ МЕТАЛІВ БЕЗ ПІДГРІВУ РОЗПЛАВУ.....	137
Сундус Мохаммед Нури Ахмед, Акимов О.В., Костик Е.А. (НТУ «ХПІ», з. Харків) ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ АУСТЕНИСТНЫХ СТАЛЕЙ.....	138
Ткаченко М.В. (ПолтНТУ, м. Полтава) БІМЕТАЛЕВЕ ВИКОНАННЯ НАСОСНО-КОМПРЕСОРНИХ ТРУБ ЯК СПОСІБ ПІДВИЩЕННЯ ЇХ КОРОЗІЙНОЇ СТІЙКОСТІ.....	139
Ткачук О.В., Труш В.С., Проскурняк Р.В. (ФМІ ім. Г.В. Карпенка НАН України, м. Львів) ОКСИНІТРУВАННЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВУ ВТ6 ТЕРМОДИФУЗІЙНИМ НАСИЧЕННЯМ З КОНТРОЛЬОВАНОГО АЗОТКИСНЕВМІСНОГО ГАЗОВОГО СЕРЕДОВИЩА.....	140
Труш В.С., Лук'яненко О.Г. (ФМІ ім. Г.В. Карпенка НАН України, м. Львів) ТВЕРДОРОЗЧИННЕ ЗМІЦНЕННЯ СПЛАВУ ВТ1-0 ТЕРМООБРОБКОЮ В АЗОТ- ТА ВУГЛЕЦЕВМІСНОМУ ГАЗОВИХ СЕРЕДОВИЩАХ.....	141
Фесенко М.А., Лукьяненко И.В., Цыгановский К.В., Фесенко Е.В. (НТУУ «КПІ», з. Київ) НОВЫЙ СПОСОБ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ДВУХСЛОЙНЫХ ЧУГУННЫХ ОТЛИВОК ДЛЯ РАБОТЫ В УСЛОВИЯХ УДАРНО-АБРАЗИВНОГО ИЗНОСА.....	142
Фурдик К.В., Могилатенко В.Г. (НТУУ «КПІ», м. Київ) РОЗРОБКА ТЕХНОЛОГІЇ ПЛАВКИ ПОРИСТИХ МАТЕРІАЛІВ СУСПЕНЗІЙНИМ ЛИТТЯМ.....	144
Хитько А.Ю., Шапран Л.А., Иванова Л.Х. (НМетАУ, з. Днепропетровск) ОПЫТ ЦЕНТРОБЕЖНОГО ЛИТЬЯ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЗАГОТОВОК ДЛЯ РОЛИКОВ МНЛЗ.....	145
Христенко В.В., Ушкалова О.В., Кулинич А.А., Захарова А.С. (НТУУ «КПІ», з. Київ) ИЗНОСОСТОЙКИЕ ХРОМИСТЫЕ ЧУГУНЫ С ВКЛЮЧЕНИЯМИ ФАЗЫ НА ОСНОВЕ МЕДИ.....	146
Хрычыков В.Е. (НМетАУ, з. Днепропетровск) ВЛИЯНИЕ УСАДОЧНОГО ЗАЗОРА НА ТЕМПЕРАТУРНОЕ ПОЛЕ КОКИЛЯ ПРИ ЗАТВЕРДЕВАНИИ МАССИВНОЙ ЧУГУННОЙ ОТЛИВКИ.....	147
Шалевская И.А.¹, Мусбах Джамал Ибрагим¹, Шинский И.О.² (¹ВНУ им. В.Даля, з. Северодонецк, ²ФТИМС НАН України, з. Київ) ВЛИЯНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ МАКРОАРМИРУЮЩЕЙ ФАЗЫ НА ПРОЦЕСС ЗАТВЕРДЕВАНИЯ КРУПНОГАБАРИТНЫХ ОТЛИВОК.....	148
Шаломеев В.А., Топчиева К.А. (ЗНТУ, з. Запорозжє) МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ЖАРОПРОЧНОСТЬ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ СО СКАНДИЕМ.....	149
Шаломеев В.А., Цивирко Э.И., Осадчая Е.А. (ЗНТУ, з. Запорозжє) ВЛИЯНИЕ ЦИРКОНИЯ НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ МАГНИЕВОГО СПЛАВА МЛ5.....	150
Шаломеев В.А., Цивирко Э.И., Осадчая Е.А. (ЗНТУ, з. Запорозжє) СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МАГНИЕВОГО СПЛАВА С ГАФНИЕМ.....	151

<i>Шинский И.О., Клименко С.И., Маляр В.А. (ФТИМС НАН Украины, г. Киев) ЗАКОНОМЕРНОСТИ ТЕЧЕНИЯ АЛЮМИНИЕВЫХ МАТРИЧНЫХ СПЛАВОВ В ПОРОВОМ ПРОСТРАНСТВЕ, ОБРАЗОВАННОМ АРМИРУЮЩЕЙ ФАЗОЙ ГРАФИТА ПРИ ВАКУУМНОЙ ПРОПИТКЕ</i>	152
<i>Щерецкий В.А., Затуловский А.С., Лакеев В.А. (ФТИМС НАН Украины, г. Киев) ПРИМЕНЕНИЕ ВТОРИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ МЕДИ И АЛЮМИНИЯ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ КОМПОЗИТОВ</i>	153
<i>Щур Д.В.¹, Бурхан А.О.¹, Смоляр А.С.¹, Блощаневич О.М.¹, Хоменко Б.С.², Тітенко А.М.³ (¹ІПМ, м. Київ, ²ІЗНХ, м. Київ, ³ІМаг, м. Київ) ФУЛЛЕРИТОПОДІБНА ФАЗА НІТРИДУ БОРУ – В₁₂N₁₂ (Е-ФАЗА), ОТРИМАНА МЕТОДОМ СВС</i>	154
<i>Южда Ю.В. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ДОСЛІДЖЕННЯ НАДПРОВІДНОСТІ У СПОЛУЦІ УВа₂Си₃О₇ ЗА ЕФЕКТОМ МЕЙСНЕРА</i>	156
<i>Юшков А.Г., Лахтадир С.Л., Несін В.В. (ІСТЕ СБУ, м. Київ) ОСОБЛИВОСТІ ВИКОРИСТАННЯ МАТЕРІАЛУ STURODUR В ЯКОСТІ ТРАНСПОРТНОГО ТА ЕКСПЛУАТАЦІЙНОГО ПАКУВАННЯ БАГАТОЕЛЕМЕНТНИХ МАЛОГАБАРИТНИХ ВИРОБІВ: ЗДАТНІСТЬ ДО ОБРОБКИ, ДЕФЕКТИ, КОНТРОЛЬ ЯКОСТІ</i>	158
<i>Яким Р.С.1, Яким І.С.2 (ІДДПУ ім. І.Франка, м. Дрогобич, 2ІФНТУНГ, м. Івано-Франківськ) ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ ЯКІСНИХ КОНСТРУКТОРСЬКИХ ПОКАЗНИКІВ ЦЕМЕНТОВАНИХ ШАРОШОК ТРИШАРОШКОВИХ БУРОВИХ ДОЛІТ ВДОСКОНАЛЕННЯМ ТЕХНОЛОГІЇ ЇХ ВИГОТОВЛЕННЯ</i>	159
<i>Ямшинський М.М., Самарай В.П., Алексєєнко Ю. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ОПТИМІЗАЦІЙНА МОДЕЛЬ РОЗРАХУНКУ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ СТАЛІ ЗА ЗАДАНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ</i>	160
<i>Ямшинський М.М., Федоров Г.Є. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ОКАЛИНОСТІЙКІСТЬ ХРОМОАЛЮМІНІЄВИХ СТАЛЕЙ ЗАЛЕЖНО ВІД ВМІСТУ ВУГЛЕЦЮ, ТИТАНУ ТА РЗМ</i>	162
<i>Ямшинський М.М., Федоров Г.Є. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ДО ПИТАННЯ ТЕРМОСТІЙКОСТІ ХРОМОАЛЮМІНІЄВИХ СТАЛЕЙ</i>	164
<i>Ясинский А.А., Зеленый Б.Г., Бубликов В.Б., Зеленая Л.А. (ФТИМС НАН Украины, г. Киев) ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРЕДМОДИФИЦИРУЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ И ПОЗДНЕГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА</i>	166
<i>Martin Liepe, M.Sc.; RüdigerBähr Prof. Dr.-Ing. habil. (Institute of Manufacturing Technology and Quality Management, Otto- von-Guericke-University Magdeburg, Germany) A HOLISTIC CONSIDERATION OF WORK-ROLL CENTRIFUGAL CASTING IN NUMERICAL SIMULATION</i>	167
<i>Скрипник А.І., Гурія І.М. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ЧАВУНИ ЗІ СПЕЦІАЛЬНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ</i>	168
<i>Феденко М.А., Гурія І.М. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ВПЛИВ МАРГАНЦЮ, ХРОМУ ТА, ТИТАНУ НА ВЛАСТИВОСТІ ЗНОСОСТІЙКОЇ СТАЛІ</i>	169
<i>Смірнова Я.О., Гурія І.М. (НТУУ «КПІ») ВИГОТОВЛЕННЯ АРМОВАНИХ АЛЮМІНІЄВИХ ВИЛИВКІВ</i>	170
<i>Булига Д.С., Гурія І.М. (НТУУ «КПІ») НОВІ ГУМОВІ МАТЕРІАЛИ В ЛИВАРНІМУ ВИРОБНИЦТВІ</i>	171
<i>Фесенко М.А., Демиденко Д.А. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСІВ МОДИФІКУВАННЯ РОЗПЛАВУ ЧАВУНУ В ЛИВАРНІЙ ФОРМІ ДЛЯ ОТРИМАННЯ ВИЛИВКІВ З ЗАДАНОЇ СТРУКТУРОЮ ТА ВЛАСТИВОСТЯМИ</i>	171

Айкин Н.Д., Шаломеев В.А., Цивирко Э.И.

(ЗНТУ, г. Запоріжжє)

МАГНИЕВЫЕ СПЛАВЫ ДЛЯ ИМПЛАНТАТОВ В МЕДИЦИНЕ

E-mail: gr@radiocom.net.ua

Ежегодно в нашей стране и за рубежом проводят миллионы хирургических операций, связанных с переломами костной ткани, большая часть которых предусматривает фиксацию хирургическими имплантатами. Традиционные методы остеосинтеза используют имплантаты, сделанные из титана или стали. Такие долговечные имплантаты являются инородными телами, которые несут сильный риск местного воспаления. Кроме того, они навсегда блокируют кость от механического воздействия, затрудняя стабилизацию костной ткани, которая необходима при механических нагрузках. Для того, чтобы избежать таких негативных последствий, проводятся операции по удалению имплантатов. Эти операции очень затратные и не исключают риск повторных переломов, а также требуют дополнительного времени для повторного лечения. Решением этой проблемы является применение биосовместимых магниевых имплантатов, способных растворяться в организме человека, что исключает проведение повторных операций по их удалению, ускоряет выздоровление и в ряде случаев сохраняет жизнь человеку.

Основными методами разработки магниевых сплавов для имплантатов являются:

1. Формирование сложнелегированного твердого раствора.
2. Упрочнение металлов и сплавов дисперсными частицами.
3. Создание оптимального режима термической обработки.

На основе этого определены перспективные элементы для легирования магниевых сплавов: Nd, Ge, Ag, Si, Y, Sc, Zr, Ti, Hf.

Исследовали влияние выше упомянутых легирующих элементов на структуру и механические свойства отливок из магниевого сплава МЛ5.

Добавки изучаемых легирующих элементов в сплав МЛ5 обеспечивали матовую мелкокристаллическую структуру, приводили к уменьшению расстояния между осями дендритов второго порядка и уменьшению размера структурных элементов, а также дроблению эвтектики $\delta+\gamma$ ($Mg_{17}Al_{12}$).

Легирование сплава МЛ5 уменьшало зерно на 30...40%, повышало микротвердость структурных элементов и способствовало измельчению интерметаллидных фаз. При этом более сильно измельчали зерно элементы 4 подгруппы (Ti, Zr и Hf) периодической системы.

Введение изучаемых легирующих элементов в базовый сплав повысило количество сферических и пластинчатых интерметаллидных фаз, которые отличались по топологии и морфологии, и способствовало изменению их химического состава.

Количество интерметаллидов увеличивалось интенсивнее с увеличением содержания легирующих элементов от 0,05 до 1,0%, что приводило к измельчению зерна и увеличению прочности сплава. Пластичность сплава в зависимости от количества интерметаллидов имела нелинейную зависимость и заметно увеличивалась при объемной доле интерметаллидов $300...450 \times 10^{-3}$ и уменьшалась с дальнейшим ростом их количества. При увеличении содержания легирующих элементов свыше 1,0% наблюдалось дальнейшее измельчение зерна и рост количества интерметаллидов, при этом пластичность сплава уменьшалась, приводя к его охрупчиванию.

Таким образом, изучаемые легирующие элементы способствовали увеличению физико-механических свойств магниевого сплава. В результате этого были разработаны сплавы с повышенным уровнем механических свойств, которые подходят для производства различных имплантатов для медицины.

Алаа Фадил Идан, Акимов О.В., Костик Е.А.

(НТУ «ХПИ», г. Харьков)

УПРОЧНЕНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ДЕТАЛЕЙ ИЗ СТАЛЕЙ

Одной из главных задач современного машиностроения является повышение долговечности и надежности деталей машин. На сегодняшний день распространенными способами упрочнения деталей являются: объемная закалка; закалка токами высокой частоты; химико-термическая обработка (цементация, нитроцементация, азотирование и т.д.).

Одним из новых методов увеличения долговечности является лазерная обработка деталей, а именно лазерная закалка и лазерное легирование. В зависимости от заданных эксплуатационных свойств, применяются тот или иной способ лазерного упрочнения.

Лазерная закалка позволяет упрочнить поверхностный слой за счет изменения структуры сплава, при этом не меняя химического состава. Суть лазерного легирования заключается в насыщении поверхностного слоя легирующими элементами, способными повысить твердость и прочность за счет формирования новых соединений, таких как нитриды, карбиды, интерметаллиды. Также лазерное легирование осуществляют путем введения в заданные участки поверхности различных компонентов, которые, смешиваясь с материалом основы, образуют сплавы или композиции требуемого состава. При этом обязательным условием является сохранение в обработанных лазером участках поверхности значительного материала основы.

Лазерное упрочнение является достаточно новым методом, но несмотря на это, данный метод нашел широкое применение и популяризацию в научном мире. Главным образом это связано с преимуществами применения лазеров, а именно: хорошей воспроизводимостью параметров и свойств поверхностного слоя, большой скоростью процесса и достижением высокого качества поверхностного слоя, возможностью получения узких локальных зон с заданным химическим составом либо с заданной высокодисперсной структурой, экономией дорогостоящих легирующих материалов, отсутствием необходимости в последующей термообработке, экологической чистотой процесса обработки. За счет короткого времени обработки деталей происходит значительная экономия ресурсов.

Основным недостатком метода лазерного легирования является недостаточный уровень проникновения легирующих элементов в матрицу материала. Это связано с существенным тепловым сопротивлением на границе «поверхностный слой – матрица», а также зависит от мощности и скорости перемещения лазерного луча.

Лазерное легирование решает основную проблему химико-термической обработки – необходимость нагрева деталей до высоких температур и длительная выдержка при этих температурах, а, следовательно, и высокие энергозатраты и разупрочнение матрицы детали. Также для ускорения процессов насыщения легирующими элементами во время химико-термической обработки проводят предварительную пластическую деформацию или лазерную обработку поверхности (изменение поверхностной структуры и создание внутренних напряжений). Наличие деформированной структуры в поверхностном слое значительно ускоряет диффузионные процессы, способствующие формированию упрочненного поверхностного слоя.

Антоненко А.І., Прилуцький М.І.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

**ЕЛЕКТРОШЛАКОВА ТЕХНОЛОГІЯ ВИПЛАВКИ ЛАТУНІ ЛЦ16К4
З НЕКОМПАКТНИХ ВІДХОДІВ МІДНИХ СПЛАВІВ**

Для проведення експериментів по електрошлаковій переробці некомпактних відходів мідних сплавів використовували такі вихідні матеріали: стружку латуні ЛЦ16К4 кількох партій, що відрізняються за своїм хімічним складом (табл. 1).

Таблиця 1 – Хімічний склад сплавів

Сплав	Склад	Вміст основних компонентів та домішок, %			
		Cu	Zn	Si	інші домішки
ЛЦ16К4	№1	79,5	16,5	3,5	0,5
-//-	№2	78,8	15,7	4,25	1,25
-//-	№3	80,25	15,15	3,85	0,75
-//-	№4	80,55	13,95	3,3	2,2
ЛЦ16К4	ГОСТ 17711-80	78...81	13...18	3,0...4,5	2,5

Виливки із ливарних латуней володіють високою герметичністю і здатні витримувати тиск до 30...40 МПа.

Ливарні латуні застосовують для виготовлення фасонних виливків, які не можна виготовити або невигідно виготовляти з деформованих напівфабрикатів. Для фасонного лиття застосовують складнолеговані латуні, прості латуні використовують порівняно рідко.

За механічними властивостями ряд багатокомпонентних латуней перевершує олов'яні бронзи і майже не поступається безолов'яним бронзам. Виливки із латуней мають більш однорідні властивості в різних перерізах в порівнянні з виливками з олов'яних бронз. Латуні дешевше більшості ливарних бронз.

Основним недоліком більшості латуней в порівнянні з бронзами є їх знижена корозійна стійкість в деяких середовищах (наприклад, у морській воді).

Для попередження корозійного розтріскування виробів із латуні їх піддають відпалу при температурі 250...650 °С. Не рекомендується застосовувати латуні в контакті з залізом, алюмінієм і цинком.

Латунь марки ЛЦ16К4 – складні за конфігурацією деталі приладів і арматури, які працюють при температурі до 250 °С і піддаються гідроповітряним випробуванням; деталі, що працюють у морській воді в умовах забезпечення протекторного захисту (шестерні, деталі вузлів тертя тощо).

Основне виробництво цих марок латуней зосереджено в Росії. Враховуючи вище сказане, а також те, що дані сплави містять такі дорогі легувальні елементи, як кремній і цинк, максимальне залучення у виробництво відходів цих латуней особливо важливо з народно-господарської та економічної точки зору.

Шлакова ванна є важливою складовою електрошлакового процесу, яка виконує одночасно тепловиділяючу, теплопередавальну і рафінувальну функції. Крім того, шар шлаку захищає рідкий метал від взаємодії з газами атмосфери печі.

Для електрошлакової плавки міді та її сплавів застосовують сольові і оксидно-сольові композиції. Особливістю цих шлакових систем є те, що вони мають порівняно невисокі температуру плавлення, в'язкість і щільність, а також найменш хімічно активні по відношенню до розплавленого металу.

Як шлакоутворювальні використовували оксидно-сольові композиції, які вибирали з числа стандартних шлаків, які застосовувались при ЕШП різних металів. Критерієм відбору при цьому була температура плавлення. У зв'язку з цим вибір був зупинений на таких оксидно-сольових шлаках як АНФ-7, АНФ-28, АНФ-28-М, а так само для порівняння було взято сольовий шлак АНФ-24 системи CaF₂ – MgF₂.

Афтандилянц Е.Г., Лопатько К.Г., Полищук А.В.

(НУБІП, г. Київ)

РАСКИСЛЕНИЕ И МОДИФИЦИРОВАНИЕ СТАЛИ НАНОЧАСТИЦАМИ

E-mail: aftyev@yahoo.com

Повышение уровня свойств известных и разработка новых металлических материалов триботехнического назначения основывается, в основном, на применении рафинирующих переплавов, легирования, модифицирования и термической обработки.

В настоящее время широкое применение получают нанотехнологии и наноматериалы. Однако известные решения относятся, в основном, к материалам, в которых наноструктура формируется в результате быстрого охлаждения расплава, пластической деформации или термической обработки. Такие методы эффективны, но достаточно трудоемкие и сложные в реализации.

С целью разработки технологичного метода повышения качества сталей исследовали эффективность влияния наночастиц на раскисление и модифицирование структуры углеродистой стали.

В качестве объекта исследования была выбрана углеродистая сталь 45, как одна из наиболее распространенных в машиностроении сталей. Обработку расплава осуществляли наночастицами, полученными в результате электроискровой обработки гранул. Для раскисления использовали наночастицы, полученные в результате обработки гранул алюминия, а для модифицирования – железа.

Результаты исследования показали, что ввод в расплав наночастиц, полученных в результате электроискровой обработки гранул алюминия, приводит к снижению содержания кислорода в стали. При этом удельная эффективность раскисления изменяется от 4 до 6% удаляемого кислорода на 1% введенных в расплав наночастиц.

Сравнивая полученные значения с известными данными по влиянию алюминия (0,1...0,4% удаляемого кислорода на 1% алюминия) можно отметить, что эффективность влияния наночастиц, полученных в результате электроискровой обработки гранул алюминия, в 10...60 раз выше, чем алюминия.

Количественный компьютерный анализ влияния наночастиц, полученных в результате электроискровой обработки гранул железа, на микроструктуру стали 45 показал, что при модифицировании стали 45Л наночастицами количество перлита увеличивается в литом состоянии от 62,6 до 72,5%, то есть на 16%, а после отжига – от 46,7 до 66,1%, то есть на 42%.

Статистический анализ изменения микроструктуры показывает, что при этом наблюдается сфероидизация зерен, уменьшение их размеров и разницы между минимальными и максимальными значениями в 6 раз.

Модифицирование наночастицами, содержащими железо, приводит к диспергированию зерен феррита в литом состоянии в 2,3...2,4 раза и к повышению однородности структуры в 1,7...2,4 раза. После отжига размер зерен феррита уменьшается в 1,2...2,4 раза, а перлита – в 1,2...1,5 раза, при этом однородность структуры увеличивается в 1,2...1,8 раза.

Баглюк Г.А., Куровский В.Я., Уськова Н.А., Максимова Г.А.,

Молчановская Г.М., Головки Е.С.

(ИПМ им. И.Н.Францевича НАН Украины, г. Киев)

ПОЛУЧЕНИЕ НОВЫХ ФРИКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗО-СТЕКЛЯННЫХ КОМПОЗИТОВ МЕТОДОМ ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Изготовление фрикционных материалов является одним из актуальных направлений современного материаловедения и позволяет получать материалы для тормозных колодок машиностроительной и авиационной промышленности.

Для изготовления тяжелонагруженных тормозных устройств применяются спечённые фрикционные материалы, имеющие высокие эксплуатационные свойства. Наиболее широко применяются материалы на железной основе с добавками меди и модифицирующих компонентов.

В настоящей работе получены новые фрикционные материалы методом порошковой металлургии на основе металлостеклянных композитов различного состава. Основу композитов составляла смесь порошков железа и тарного стекла. Содержание углерода, карбида бора, меди и нитрида бора варьировалось в соответствии с данными диаграмм состояния соответствующих сплавов для сохранения эвтектического превращения в интервале температур 1100...1200 °С.

В работе готовили порошковые смеси для получения композиционных порошковых материалов различных составов: смесь железного порошка с 2% графита и 5% стекла; смесь железного порошка с 2% карбида бора и 5% стекла, легированного медью (5%) и нитридом бора (1%).

Полученные порошковые материалы прессовали при 700 МПа и обрабатывали по разным технологическим схемам:

1. Двойное прессование и спекание при 1150 °С.
2. Предварительное спекание заготовок при 900 °С и штамповка при 1100 °С.
3. Предварительное спекание заготовок при 1150 °С и штамповка при 1050 °С.

На полученных композиционных материалах было проведено комплексное исследование физических и триботехнических свойств, определяющих служебные характеристики новых композитов. Были измерены следующие параметры: твердость по Бринеллю (твердомер ТШ-2), прочность на изгиб (универсальная испытательная машина УИМ-5), коэффициент трения и линейный износ на машине трения при различных нагрузках и скоростях скольжения.

На основании полученных результатов, композиты после двойного прессования и спекания с 2% В₄С имеют твердость 74...86 НВ. Введение в композит 2% углерода повышает твердость до 126 НВ, присутствие в составе материала пластичной меди существенно уменьшает пористость материала до 8...10% и соответственно увеличивает твердость до 158...160 НВ. Тенденция увеличения твердости при горячей штамповке сохраняется. Для композитов с В₄С твердость возрастает с углеродом до 280 НВ, с медью до 350 НВ.

Прочность на изгиб на материалах, полученных двойным прессованием и спеканием, возрастает от 95...100 МПа с углеродом, до 230...250 МПа при введении дополнительно 5% меди. Прочность на изгиб горячештампованных материалов увеличивается от 120 МПа для образцов с добавкой 1% ВN, до 300...340 МПа с введением в матрицу 2% углерода.

Линейный износ штампованных композиционных материалов при скорости 4 м/с и нагрузке 10 МПа уменьшается от 0,07 мкм/км до 0,02 мкм/км при введении в состав композита 2% В₄С и 1% ВN при стабильном значении коэффициента трения 0,35...0,45. С увеличением нагрузки до 15 МПа для материалов с карбидом и нитридом бора наблюдаются те же зависимости линейного износа и коэффициента трения.

Показано, что композиционный материал на основе углеродистой стали, легированной 2% В₄С с 5% стекла, 5% меди и 1% ВN является перспективным для материалов фрикционного назначения и повышает износоустойчивость, коэффициент трения, теплостойкость, теплопроводность, стабильность фрикционных свойств, а главное, уменьшает риск схватывания между трущимися деталями систем торможения, обеспечивая их безаварийную работу.

**Баглюк Г.А., Уськова Н.А., Куровский В.Я.,
Максимова Г.А., Молчановская Г.М.
(ИПМ им. И.Н. Францевича НАН Украины, г. Киев)
ОБРАБОТКА ЧУГУНА БРИКЕТИРОВАННЫМИ ПОРОШКОВЫМИ
МОДИФИКАТОРАМИ ПРИ ЛГМ ТЕХНОЛОГИИ**

Чугун широко применяется в машиностроении для отливок различных деталей машин благодаря хорошим литейным свойствам, достаточно высокой прочности и относительной дешевизне.

Одним из методов воздействия на структуру и свойства чугуновых отливок является введение в состав чугуна модифицирующих и легирующих элементов. В работе обсуждены результаты изготовления отливок из высокопрочного чугуна при их обработке брикетированными порошковыми модификаторами и изучено влияние легирующих элементов (магния, кремния, марганца, РЗМ) на структуру и свойства чугуна, предназначенного для изготовления деталей методом литья по газифицируемым моделям (ЛГМ технология). Установлено соотношение между этими элементами, позволяющие получить повышенный ресурс работы изделий из чугуна.

В литейную форму помещали модифицирующие брикеты, содержащие 10% Mg, 50% ФсБ4, 2% CaF₂, 38% Fe, и брикеты, содержащие 10% Mg, 40% ФсБ4, 10% Фс30РЗМ, 2% CaF₂, 38% Fe, в количестве 1; 1,5 и 2% от массы обрабатываемого металла. Микроструктура исходного чугуна характеризуется пластинчатым графитом, размер пластин составляет 9...90 мкм (рис. 1, а).

При введении модификатора в количестве 1,5% и 2% во всех составах чугуна образуется шаровидный графит. Его размеры колеблются от 7 до 35 мкм. Установлено, что введение РЗМ увеличивает число центров кристаллизации и способствует образованию в структуре более мелких включений шаровидного графита (рис. 1, б, в).

Полученные после модифицирующей обработки отливки характеризуются повышенными значениями микротвердости матрицы. Наивысшую твердость имеют высокопрочные чугуны со структурой шаровидного графита – основа бейнит (4,66...5,32 ГПа) и феррит (2,10...2,68 ГПа). Твердость серых чугунов, имеющих в структуре пластинчатый графит, составляет 2,77...3,81 ГПа (микроструктура чугуна состоит из перлита и феррита).

Обработка чугуна брикетированными порошковыми модификаторами обеспечивает хорошие прочностные свойства отливок для различных деталей машин.

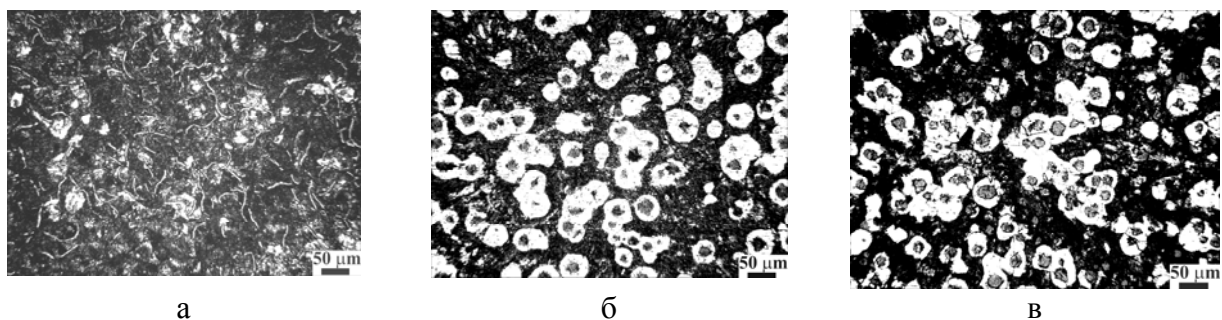


Рис. 1. Микроструктура чугуна: а – исходный чугун; б – обработанный 1,5% модификатора с 10% Mg; в – обработанный 1,5% модификатора с 10% Mg + 10% РЗМ

Бачинский Ю.Д., Бубликов В.Б.

(ФТИМС НАН України, г. Киев)

ПРОЦЕСС РАСТВОРЕНИЯ МОДИФИЦИРУЮЩИХ СПЛАВОВ В ЖИДКОМ ЧУГУНЕ

Исследование особенностей растворения модификаторов в расплаве чугуна является важным подходом в понимании механизма модифицирования и формирования графита. Для определения скорости плавления твердых тел в жидкометаллической среде используются разнообразные экспериментальные и расчетные данные. Чаще всего используют два метода: плавление неподвижного твердого тела (цилиндра, шара, пластины и т. д.) или вращающегося диска с равнодоступной поверхностью [1].

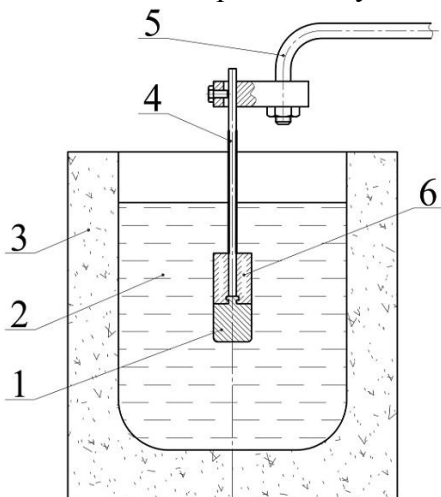


Рис. 1. Схема исследования процесса растворения модифицирующих сплавов: 1 – образец модификатора; 2 – жидкий чугун; 3 – тигель индукционной печи; 4 – стальная штанга; 5 – держатель образца; 6 – огнеупорная набивка

стержневую смесь на основе измельченного шамота и сульфитно-спиртовой барды в качестве связующего компонента.

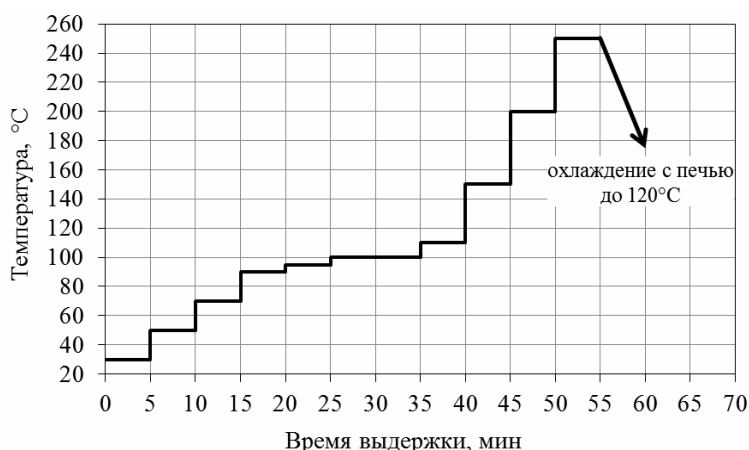


Рис. 2. Температурный режим сушки образцов

расплава в тигле печи. После заданной выдержки образцы модифицирующих сплавов извлекали, охлаждали на воздухе, очищали от случайных частиц шлака или металла, разрушали огнеупорную набивку и взвешивали остаток образца. По разнице массы образца до и после испытания определяли массовую скорость плавления (г/с).

Литература:

1. Носков А.С., Завьялов А.А., Жучков В.И. Определение скорости плавления ферросплавов в металлических расплавах. – Свердловск: УНЦ АН СССР, 1983. – 49 с.

В ФТИМС исследование процесса взаимодействия жидкого чугуна и модифицирующих сплавов проводили с использованием закалочного структурного метода (рис. 1). Вырезанные из слитков модификаторов образцы (1) размером $\sim 15 \times 15 \times 15$ мм, которые закреплены с помощью огнеупорной набивки (6) на стальной штанге (4), погружали на глубину 100 мм в расплав чугуна (2), находящийся в тигле (3) выключенной индукционной печи емкостью 10 кг, и выдерживали в течение заданного времени.

Для предотвращения растворения стальной штанги в расплаве чугуна ее покрывали прокаленным маршалитом на основе жидкого стекла. Огнеупорная набивка представляла собой

После затвердевания стержневой смеси, с целью удаления влаги и придания ей прочности, образцы подвергали сушке в печи по следующему температурному режиму (рис. 2).

Подготовленные и взвешенные с погрешностью в пределах $\pm 0,01$ г образцы погружали в жидкий чугун, перегретый до определенной температуры (1350, 1400, 1450 °C), и выдерживали заданное время в условиях конвективного движения

Белов Б.Ф., Троцан А.И., Бродецкий И.Л., Карликова Я.П.
(ИПМ НАН Украины, г. Киев; ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)
ОПТИМИЗАЦИЯ СОСТАВОВ ФЕРРОСПЛАВОВ И ЛИГАТУР

Общие требования к ферросплавам и лигатурам для использования в сталеплавильном производстве можно ограничить следующими основными критериями. Первый – высокая плотность сплава по отношению к плотности покровного ковшевого шлака для снижения угара легирующих элементов сплава за счет окисления кислородом атмосферы при расплавлении (растворении) их на поверхности жидкой стали. Второй – высокая термодинамическая прочность промежуточных фаз компонентов сплава в твердом и жидком состояниях, что вытекает из анализа структурно-химического состояния диаграмм фазовых равновесий исходных компонентов и включает условия образования и характер плавления промежуточных фаз [1].

Конгруэнтное или инконгруэнтное плавление сплава происходит при постоянной температуре в сингулярной точке или в интервале температур между ближайшими сингулярными точками линии ликвидуса соответствующей квазибинарной системы, когда твердая фаза переходит в жидкое состояние без изменения или, наоборот, с изменением химического состава сплава.

При конгруэнтном плавлении в сингулярной точке, как это следует из теории МГС-фаз [2], образуется полиэдрическая жидкость, молекулярная структура которой наследуется от кристаллической и сохраняется при заданных температурах перегрева. Это обеспечивает термическую стабильность сплава в жидком состоянии, которая и определяет его химическую активность, кооперативный механизм растворения в металлическом расплаве и технологическую эффективность. При инконгруэнтном плавлении кристаллическая структура распадается при нагревании и в жидком состоянии образуются отдельные атомные структуры исходных компонентов сплава, активность которых определяется их индивидуальными химическими свойствами при эстафетном механизме растворения компонентов, когда теряется эффект комплексного рафинирования или легирования металлического расплава.

Стабильность ферросплавов (лигатур) в твердом состоянии, определяющая продолжительность и условия хранения, зависит от температуры образования промежуточных фаз, отвечающих их химическому составу. При температурах образования, равных температуре плавления, сплав при хранении распадается. При температуре образования ниже температуры плавления – сплав не распадается до этой температуры, и чем она ниже, тем выше его стабильность.

Следовательно, второе требование к сплавам – стабильность в твердом и жидком состоянии – обеспечивается низкой температурой образования и конгруэнтной точкой плавления промежуточных фаз – интерметаллидов, отвечающих химическому составу сплава. Кроме того, при оптимизации состава сплава учитывают его технологическое назначение. При внепечной обработке стали проводят операции предварительного, промежуточного и окончательного раскисления, для которых используют, соответственно, низко-, средне- и высоколегированные сплавы; последние также и для раскисления шлака.

Применение изложенных представлений дало возможность разработать комплексные раскислители (сплавы ферросиликоалюминия) и модификаторы (сплавы ферросиликокальция) для замены дефицитных и дорогостоящих сплавов ферроалюминия, алюминия и силикокальция. Это позволило повысить технико-экономическую эффективность ковшевой обработки стали при высокой степени рафинирования металлического расплава: концентрация кислорода уменьшается на 900...1000 ppm, серы – на 300...350 ppm; одновременно наблюдается снижение на 1,5...2,0 балла уровня загрязненности стали неметаллическими включениями оксидов (оксисульфидов), их глобуляризация и измельчение.

Литература:

1. А.И. Троцан. О природе химической связи элементов в металлургических фазах / А.И. Троцан, Б.Ф. Белов // Изв. ВУЗов, ЧМ, 2002. – №4. – С. 60...64.
2. А.И. Троцан. Основные положения теории МГС-фаз / А.И. Троцан, Б.Ф. Белов., И.Л. Бродецкий // Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. научн. трудов. – Днепрпетровск: ПГАСА, 2014. – Вып. 73. – С. 15...19.

Богушевский В.С., Сухенко В.Ю.

(НТУУ «КПІ», г. Київ)

РЕГУЛИРОВАНИЕ УРОВНЯ МЕТАЛЛА В КРИСТАЛЛИЗАТОРЕ В МНЛЗ
БЕЗ ПРОМЕЖУТОЧНОГО КОВША

Особое место в регулировании уровня металла в кристаллизаторе занимают МНЛЗ без промежуточного ковша. Отличием дозирования в этом случае является то, что его расход из сталеразливочного ковша изменяется в широком диапазоне уровня металла в ковше. Это приводит к значительному изменению коэффициента усиления стопорной пары в процессе разливки.

$$G_M = \mu \rho_M S_C \sqrt{2g(H-h)} [1 - \exp(-\delta/\lambda)], \quad (1)$$

где G_M – расход жидкого металла через дозирующий стакан; μ – коэффициент расхода; ρ_M – плотность жидкого металла; S_C – площадь поверхности проходного сечения дозирующего стакана; g – ускорение свободного падения; H – начальное значение уровня металла в сталеразливочном ковше; $(H-h)$ – текущий уровень металла в сталеразливочном ковше; δ – координата положения стопора относительно седла стакана; λ – определяемая экспериментально постоянная, характеризующая статические свойства стопорной пары.

Значения коэффициента усиления стопорной пары при падении уровня металла в сталеразливочном ковше, в условиях стационарного динамического режима вытягивания слитка из кристаллизатора со скоростью $v = 0,0092$ м/с, приведены в табл. 1. Из данных видно, что даже при плавном ведении процесса непрерывной разливки стали, коэффициент усиления стопорной пары изменяется на порядок.

Таблица 1 – Расчетные значения коэффициента усиления стопорной пары

$H-h_0$	$\delta_0 \times 10^3, \text{м}$	$K_\delta, \text{кг}/(\text{с} \cdot \text{м})$
3	2,02	4200
2	2,65	2840
1	4,94	1030
0,657	10,0	187

Объект управления включает сталеразливочный ковш, кристаллизатор и тянущую клетку. С учетом размыва стопора математическая модель ковша может быть представлена системой нелинейных дифференциальных уравнений.

Динамическая модель кристаллизатора описывается как

$$p h_{\text{ст}} = \frac{G_M}{\rho_M S_{\text{ст}}} \exp(-\tau_1 p) - v, \quad (2)$$

где G_M – расход жидкого металла через дозирующий стакан; ρ_M – плотность жидкого металла; $S_{\text{ст}}$ – площадь поверхности поперечного сечения кристаллизатора; τ_1 – время перемещения частиц жидкого металла от нижнего среза дозирующего стакана до мениска металла в кристаллизаторе.

Тянущая клетка включает в себя электромашинный усилитель, генератор, двигатель, редуктор и валки. Динамика этой цепи звеньев описывается линейным дифференциальным уравнением:

$$(T_K^2 p^2 + 2\varepsilon T_K p + 1)v = K_K U_K, \quad (3)$$

где T_K – постоянная времени клетки; ε – коэффициент демпфирования; K_K – коэффициент усиления клетки; U_K – напряжение привода разгона клетки.

Для измерения уровня металла в кристаллизаторе используется гамма-уровнемер, математическая модель которого с учетом неконтролируемой зоны и качания объекта может быть представлена системой нелинейных дифференциальных уравнений. ИМ стопора из-за значительного размыва последнего в процессе разлива должен обладать астатичностью.

Объект находится под действием внешних возмущений: размыва огнеупоров и посадки стопора на 0,07...0,12 м, падение уровня металла в сталеразливочном ковше до 2,5 м и качания кристаллизатора.

Выходной координатой объекта служит уровень металла в кристаллизаторе. Входными (управляющими) воздействиями является входное напряжение двигателя стопора и напряжение привода разгона клетки. Управление МНЛЗ производится в следующей последовательности:

- 1) установка стопора при пуске машины в положение, обеспечивающее заполнение кристаллизатора до зоны измерения за 1,5...2 мин;
- 2) пуск тянущей клетки и набор рабочей скорости по программе;
- 3) включение механизма качания кристаллизатора;
- 4) установление и стабилизация заданного уровня металла в кристаллизаторе;
- 5) стабилизация уровня металла в кристаллизаторе в установившемся режиме с помощью стопорного дозирования из сталеразливочного ковша;
- 6) поддержание постоянной на уровне 0,0092 м/с скорости вытягивания слитка из кристаллизатора.

Перерегулирование уровня металла в кристаллизаторе не должно превышать 50%, статическая точность – не более ± 10 мм. На входное напряжение двигателя стопора наложено ограничение: $|U_{\partial}| \leq U_{\partial}^*$, где $U_{\partial}^* = 5B$.

Для обобщенного технологического объекта синтез закона управления проводят по линеаризованной модели объекта.

При переходе в нелинейную область состояния объекта закон управления усложняется. Закон управления содержит элементарные операции.

Богушевский В.С., Сухенко В.Ю.

(НТУУ «КПИ», г. Киев)

УПРАВЛЕНИЕ АГРЕГАТАМИ ДОВОДКИ СТАЛИ

Одним из основных путей повышения качества металла, особенно при производстве стали массового назначения, расширения марочного сортамента и увеличения объема выпускаемой в стране конкурентноспособной продукции является внедрение в сталеплавильных цехах современных средств внепечной обработки металла и их автоматизации на основе АСУТП.

Самой представительной разработкой системы автоматизации внепечной обработки металла является АСУТП на двухпозиционном трехстендовом агрегате АДС-2ПЗС-160.

Функциональная схема доводки металла в ковше на АДС представлена на рис. 1.

Основными задачами системы доводки металла на АДС являются:

– измерение параметров, фильтрация измерений, обработка информации от датчиков и пультов ручного ввода информации (ПРВ), проверка, вывод информации на экраны, анализ информации;

– определение регламента доводки по температуре и химическому составу, расчет массовых долей химических элементов в стали, модификаторов, легирующих, ТШС, науглероживателя, объема нейтрального дутья, продолжительности усреднительной продувки, массы порошкообразных реагентов и длины порошковых проволок;

– сравнение текущих значений параметров с заданными, определение и выдача на исполнительные механизмы (ИМ) управляющих воздействий по расходу нейтрального газа, массе кусковых и порошкообразных материалов, длине проволоки;

- задачі управління, реалізуємі оператором-технологом вручну по рекомендаціям системи;
- расчет фактичних расходних коефіцієнтів по газу, кусковим и порошкообразным материалам, проволоке, определение отклонения фактичних расходних коефіцієнтів от плановых;
- диагностика и анализ сверхнормативных простоев оборудования, учет состояния технологических агрегатов, регистрация их неисправностей, учет поступления, расхода и запаса сырья и энергоресурсов, сигнализация о критических параметрах энергоресурсов и нарушениях технологии, формирование учетно-отчетных документов, протокола и паспорта плавки, обмен информацией с АСУТП конвертерной плавки, разливки и верхнего уровня управления, анализ автоматизированного управления по оперативным ТЭП, статистический анализ накопленной информации;
- выбор марки стали, сменно-суточное планирование портфеля заказов.



Рис. 1. Функциональная схема АСУТП доводки металла в ковше на АДС

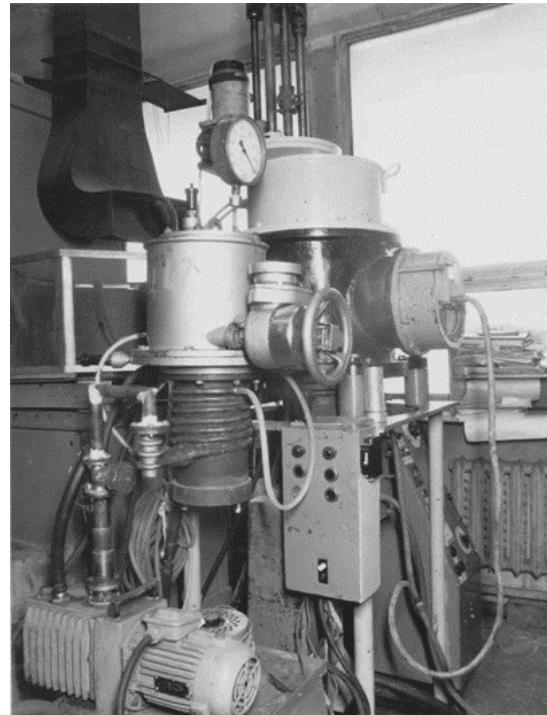
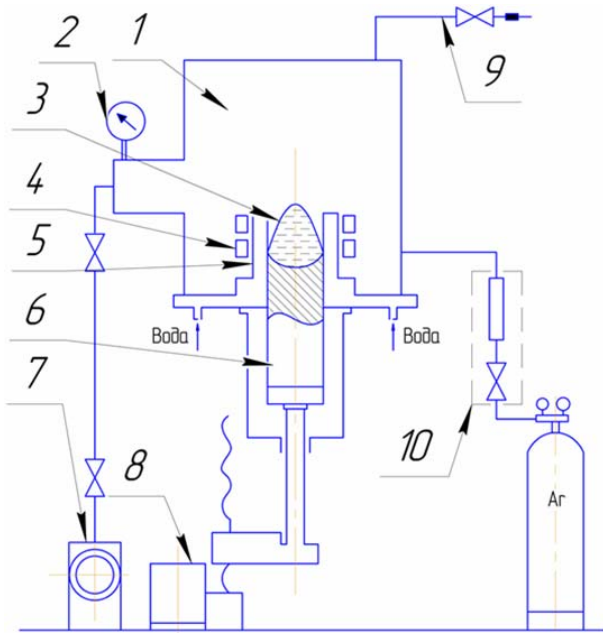
Внедрение технологии доводки металла в ковше и автоматизация процесса на базе АСУТП позволяет получать сталь с массовой долей основных и микролегирующих элементов в узких заданных пределах, уменьшить расход модифицирующих добавок на 2...3%, снизить удельный расход огнеупоров и энергоносителей, сократить длительность промежуточных и вспомогательных операций, а также доводки в целом за счет совмещения технологических операций. В итоге снижается себестоимость доводки.

Ботвинко Д.В., Шаповалов В.А., Прилуцкий М.І.
(НТУУ «КПІ», м. Київ)

ІНДУКЦІЙНИЙ ПЕРЕПЛАВ ЗКОМПАКТОВАНОЇ ЗАГОТОВКИ ЗІ СТРУЖКИ СТАЛІ 29НК В СЕКЦІЙНОМУ КРИСТАЛІЗАТОРІ

Великими можливостями в області плавлення високореакційних та тугоплавких сплавів володіє плавка в мідних водоохолоджуваних тиглях та кристалізаторах. Застосування при цьому потужних джерел нагріву таких, як індукційний перепплав, який забезпечує високу стабільність процесу плавлення.

В процесі індукційної плавки (ІПСК), металевий розплав відтискається від стінок секційного кристалізатора під дією електромагнітних сил, обумовлених взаємодією струмів, які протікають у секціях кристалізатора, та струмів, індукованих у поверхневому шарі розплаву. Внаслідок цього розплав не має контакту зі стінками кристалізатора, а ванна своєю основою спирається на витратну заготовку, яка не розплавилася [1]. Особливістю процесу є застосування витратної металічної заготовки заданого хімічного складу. Заготовка вводиться знизу в секційний кристалізатор (рис. 1, а), в якому відбувається її розплавлення на рівні індуктора. Відтискання розплаву та безперервна подача заготовки знизу призводить до підняття рівня ванни вище індуктора та кристалізатора.



а

б

1 – камера печі; 2 – мановакуумметр; 3 – металева ванна; 4 – індуктор; 5 – секційний кристалізатор; 6 – зкомпактована заготовка; 7 – вакуумний насос РВН-20; 8 – привод переміщення витратної зкомпактованої заготовки; 9 – магістраль викиду газу з плавильної камери; 10 – газовий пульти

Рис. 1. Схема (а) та загальний вигляд (б) лабораторної установки для ІПСК металів і сплавів



Для дослідження переплавних процесів використовували попередньо зкомпактовану заготовку зі стружки 29 НК ($m = 299,6$ г; $h = 49$ мм; $d = 50$ мм; $\rho = 42,5281\%$) під струмом [2].

У процесі розплавлення зкомпактованої заготовки (рис. 1, б) плавильну камеру вакуумували до тиску -1 кгс/см², а потім заповнювали камеру аргоном до тиску $0,05$ кгс/см².

Старт плавки здійснювали при режимі ($I_{\text{анод}} = 5$ А; $I_{\text{сітка}} = 1$ А; $U_{\text{анод}} = 3$ В; $U_{\text{накал}} = 13$ В; $U_{\text{контур}} = 2$ кВ), впродовж 2-х хвилин спостерігали розігрівання зкомпактованої заготовки.

Поступово збільшуючи потужність нагріву до значень ($I_{\text{анод}} = 7 \text{ А}$; $I_{\text{сітка}} = 1,2 \text{ А}$; $U_{\text{анод}} = 7 \text{ В}$; $U_{\text{накал}} = 13 \text{ В}$; $U_{\text{контур}} = 4,1 \text{ кВ}$), спостерігали поступове розплавлення зкомпактованої заготовки (рис. 2).

У процесі плавки довелося піднімати затравку, тому що пориста заготовка зменшувала свій об'єм за рахунок заповнення пор металом, у результаті спостерігалось зменшення висоти заготовки зі збільшенням діаметра.

Після розплавлення усієї заготовки поступово знижували потужність нагріву, а потім чекали до повного охолодження заготовки та плавильної камери. У результаті отримали вилівок ($m = 299,5 \text{ г}$; $h = 15 \text{ мм}$; $d = 60 \text{ мм}$).



Рис. 3. Макроструктура отриманого вилівка

У процесі переплаву не відбувається істотних змін хімічного складу та зменшення вмісту основних легувальних елементів. При дослідженні макроструктури дефектів не знайдено (рис. 3).

Таблиця 1 – Хімічний склад отриманого вилівка

Спосіб виплавки	Масова доля елементів, %											
	Fe	C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Co	Ti	Al	Cu
ІПСК Ø 60 мм	51,2	0,02	0,24	0,22	29,12	0,011	0,01	0,06	17,2	0,05	0,17	0,16
ГОСТ 10994-74	51,14...54,5	<0,03	<0,3	<0,4	28,5...29,5	<0,015	<0,015	<0,1	17...18	<0,1	<0,2	<0,2

Висновки:

Експериментально показано, що використання процесу ІПСК зкомпактованих заготовок проходить стабільно, частина залишків ЗОР видаляється після компактування, а інші видаляються разом із газом під час переплаву. Результати досліджень отриманих вилівок показали, що зберігається хімічний склад та майже відсутній угар металу (табл. 1).

Література:

1. Шаповалов В.А., Шейко И.В., Никитенко Ю.А. Получение быстрозакаленных сплавов способом диспергирования при ИПСК // Современная электрометаллургия, 2009. – №3. – С. 32...35.
2. Получение расходуемых электродов компактированием титановой губки под током / М.Л. Жадкевич, В.А. Шаповалов, В.С. Константинов, В.В. Степаненко, Г.Ф. Торхов, В.Р. Бурнашев, Н.В. Рейда, В.И. Колесниченко // Современная электрометаллургия, 2005. – №3.

Бубликов В.Б., Берчук Д.М., Бачинський Ю.Д.

(ФТІМС НАН України, м. Київ)

ВПЛИВ МАГНІЄВИХ ЛІГАТУР НА СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ ПРИ ВНУТРІШНЬОФОРМОВОМУ МОДИФІКУВАННІ

Вивчали модифікувальну спроможність чотирьох магнієвих лігатур, хімічний склад яких представлений в таблиці 1, при внутрішньоформовому модифікуванні розплаву в передкристалізаційному періоді.

Дослідження проводили на зразках, вирізаних із ступінчастих проб, які заливали в сирі піщані форми. Фактична товщина ступеней складала 2, 4 і 7 мм. Металографічним аналізом визначали кількість структурно-вільного цементиту, ступінь сфероїдизації графіту, щільність розподілу вкраплень кулястого графіту, кількість фериту в металевій матриці.

Таблиця 1 – Хімічний склад магнієвих лігатур

Магнієва лігатура	Масова частка елементів, %				
	Mg	Ca	PЗМ	Si	Fe
1	7	1,5	0,6	45	решта
2	7	0,5	1,0	45	решта
3	6	1,0	1,0	45	решта
4	7	6,7	1,2	52	решта

Всі досліджені лігатури забезпечують високий ступінь сфероїдизації графіту більше 90%.

Мінімальна кількість цементиту (1...2%) утворюється в ступені товщиною 2 мм при модифікуванні лігатурою 3. При модифікуванні лігатурами 1 і 2 в ступенях товщиною 2 мм утворився цементит у кількості 2...3 і 3...5% відповідно. В ступенях товщиною 4 та 7 мм цементит відсутній. Найбільш висока схильність високоміцного чавуну до утворення відбілу при модифікуванні лігатурою 4 – цементит у кількості від 30 до 40% утворився по всьому перерізу ступеней товщиною від 2 до 7 мм відповідно.

Максимальна феритизувальна та інокулювальна здатність спостерігається при внутрішньоформовому модифікуванні лігатурою 2. Мікроструктура ступені товщиною 2 мм складається із вкраплень кулястого графіту в кількості 2100 шт/мм² і ферито-перлітної металевої основи – 52% фериту. Зі збільшенням товщини ступеней до 7 мм кількість вкраплень графіту зменшується в 2,5 рази, а фериту збільшується до 83%.

При внутрішньоформовому модифікуванні лігатурою 1 в ступені товщиною 2 мм формується дрібнокристалічна структура, яка складається з кулястого графіту з щільністю розподілу вкраплень 1850 шт/мм² і перліто-феритної металевої основи з 40% фериту. Зі збільшенням товщини ступеней до 7 мм спостерігається зниження кількості вкраплень графіту до 857 шт/мм² і збільшення феритної складової до 80%.

При внутрішньоформовому модифікуванні лігатурою 3 в ступені товщиною 2 мм, незважаючи на більш низький рівень феритизації (20% фериту), на відміну від лігатур 1 і 2, утворилася велика кількість графітових вкраплень – 2035 шт/мм². Зі збільшенням товщини ступеней до 7 мм кількість вкраплень зменшується до 610 шт/мм², а фериту збільшується до 72%.

Порівняльне дослідження чотирьох магнієвих лігатур показало, що всі лігатури, забезпечуючи високий ступінь сфероїдизації вкраплень графіту (більше 90%), відрізняються впливом на ступінь графітизації структури тонкостінних виливків. Експериментально встановлено, що високий ступінь графітизації та інокуляції структури забезпечується при модифікуванні лігатурами 1 і 3. У перерізах з мінімальною товщиною 2 мм утворюються вкраплення кулястого графіту із щільністю розподілу від 1850 до 2100 шт/мм² і перліто-феритна металева основа, в якій знаходиться від 20 до 52% фериту.

Бубликов В.Б., Нестерук Е.П.
(ФТИМС НАН України, г. Київ)

О ВЛИЯНИИ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ НА ПРОЦЕСС МОДИФИЦИРОВАНИЯ В ПРОТОЧНЫХ РЕАКТОРАХ ЛИТНИКОВЫХ СИСТЕМ

Оптимизация процессов модифицирования является одним из факторов повышения качества отливок из высокопрочного чугуна при одновременном снижении их стоимости. Эффективным путем экономии материальных, энергетических и других видов ресурсов при производстве отливок из высокопрочного чугуна является применение модифицирования в проточных реакторах, расположенных в литейной форме.

Было проведено сравнительное исследование влияния диаметра проточного реактора (Φ ПР) и коэффициента заполнения реактора модификатором ($K_{\text{зап}}$) на содержание магния в отливках и коэффициент его усвоения для улучшения показателей процесса модифицирования в проточных реакторах литниковых систем. При изучении влияния одного из параметров на переход магния в металл отливок другие параметры имели постоянное значение. При модифицировании в проточном реакторе с увеличением диаметра с 70 до 100 мм содержание магния в отливках изменяется с 0,030 до 0,048%, а коэффициент усвоения магния не превышает 70%. При модифицировании в центробежном реакторе содержание магния в отливках и коэффициент усвоения с увеличением диаметра реактора повышаются и составляют 0,039...0,063% и 56...90 % соответственно. Максимальный переход магния в металл отливок достигается в центробежном реакторе диаметром 100 мм. В нем растворение модификатора происходит наиболее быстро вследствие большой площади поперечного сечения, малой высоты засыпки модификатора и наиболее высокой скорости центробежного движения. В таких условиях твердая фаза быстро всплывает и растворяется в условиях движущейся жидко-твердой среды. Коэффициент заполнения характеризует отношение объема засыпки лигатуры к объему реактора. При модифицировании в проточном реакторе при коэффициенте заполнения 30%, засыпка лигатуры сосредоточена в донной части реактора, где интенсивность циркуляции расплава минимальна, содержание магния в отливках низкое. При коэффициенте заполнения 50% переход магния из лигатуры в металл отливок максимальный и составляет 0,037%. При повышении коэффициента заполнения до 75% скорость растворения лигатуры снижается, поскольку в реакторе увеличивается соотношение между ее количеством и количеством расплава, что снижает температуру в зоне межфазного взаимодействия. При модифицировании в центробежном реакторе содержание магния увеличивается с увеличением коэффициента заполнения, и при коэффициенте заполнения 70% содержание Mg составляет 0,058%, а коэффициент усвоения достигает 82%.

Создание в проточных реакторах режима центробежного движения активизирует размыв засыпки модификатора, ускоряя образование движущейся жидко-твердой среды, в которой интенсифицируется тепломассообмен, что позволяет создать высокоэффективные процессы получения высокопрочного чугуна и повысить степень перехода магния из лигатуры в металл отливок на 30...50% и более. Применение центробежных реакторов позволяет увеличить заполнение их твердой фазой до 70...75% и таким образом повысить выход годного литья.

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

СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ І МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ ПРИ ВНУТРІШНЬОФОРМОВОМУ ТА КОВШОВОМУ МОДИФІКУВАННІ

Рівень виробництва високоміцного чавуну в Україні набагато нижчий, ніж у високо-розвинутих країнах світу. Це пояснюється тим, що на підприємствах використовують застарілі технології ковшового модифікування розплаву магнієвими лігатурами. Ковшове модифікування характеризується низьким засвоєнням магнію (30...35%), значним виділенням шкідливих речовин в атмосферу, недостатньою стабільністю процесу.

Модифікування грає основну роль в отриманні високоміцного чавуну, внаслідок чого змінюється хімічний склад, структура, фізико-хімічні властивості чавуну та створюються умови для формування в структурі кулястого графіту. Найбільш ефективними, екологічними та економічними вважаються пізні методи модифікування, за яких зменшується до мінімуму час від модифікування до кристалізації розплаву і збільшується рівень модифікувальної дії. У порівнянні з ковшовим, внутрішньоформове модифікування забезпечує більш оптимальне структуроутворення високоміцного чавуну і дозволяє виготовляти виливки з тонкими стінками без високотемпературного графітізуювального відпалу.

Проведено дослідження впливу магнієвої лігатури ФСМг-7 на структуру і механічні властивості високоміцного чавуну при внутрішньоформовому та ковшовому модифікуванні. Дослідження проводили з використанням стандартних клиновидних проб з товщиною біля основи 5, 10, 15, 20, 25 мм. Проби заливали в сирі піщані форми. Ступінь графітізації оцінювали за кількістю вкраплень кулястого графіту і фериту в клиновидних пробах.

Зі зменшенням товщини клиновидних проб від 25 до 5 мм кількість вкраплень кулястого графіту збільшується з 300 до 680 шт/мм² при внутрішньоформовому модифікуванні, а при ковшовому з 45 до 140 шт/мм². Кількість фериту зі зменшенням товщини проб змінюється з 95 до 65% при внутрішньоформовому модифікуванні та від 45 до 10% при ковшовому.

Межа міцності при ковшовому модифікуванні, в порівнянні з внутрішньоформовим, в середньому на 100 МПа вища, через менший вміст фериту. Зі зменшенням товщини проби з 25 мм до 5 мм збільшується межа міцності від 525 до 685 МПа. Відносне подовження при ковшовому модифікуванні збільшується від 6 до 10%, а при внутрішньоформовому модифікуванні значно вище і у всьому діапазоні товщин проб змінюється від 11,5 до 17,5%.

Таким чином, перехід з ковшового на внутрішньоформове модифікування більш ніж у три рази збільшує кількість вкраплень кулястого графіту і більш ніж у два рази кількість фериту, в результаті чого міцність при розтягуванні знижується на 15...20 %, а відносне подовження збільшується в 1,5...2,0 рази, що дозволяє одержувати виливки з феритного високоміцного чавуну у литому стані без проведення енергоємної термічної обробки.

Бубликов В.Б.
(ФТИМС НАН України, г. Киев)
О МОДИФИЦИРОВАНИИ ЧУГУНА

В структуре мирового выпуска литья отливки из чугуна составляют 75%, из цветных металлов – 15%, из стали – 10%. В структуре чугунного литья технологически развитых стран преобладает высокопрочный чугун с шаровидным графитом, выпуск которого находится на уровне или превышает выпуск серого чугуна с пластинчатым графитом. Из серого чугуна производятся, главным образом, марки с высокой прочностью при растяжении ($\sigma_B = 250...350$ МПа), для получения которых, как и получения высокопрочного чугуна, необходимо применять модифицирование. В широком смысле термин модифицирова-

ние означает обработку расплавов с целью измельчения структуры и повышения свойств сплавов. Модифицирование положительно сказывается на большинстве технико-экономических показателей качества литых изделий.

В производстве серого чугуна модифицирование является средством решения следующих задач: 1) предотвращения образования цементитной фазы (отбела) при кристаллизации тонкостенных отливок; 2) предотвращения формирования при высокой скорости охлаждения междендритного графита и сопутствующей этому ферритизации металлической основы; 3) создания условий для формирования в структуре мелкого однородно распределенного графита типа «А» по классификации стандарта США А48/А48М-00; 4) получения высоких механических свойств ($\sigma_B > 250$ МПа) и однородной твердости. Модифицирование уменьшает степень переохлаждения при кристаллизации, предотвращает образование цементита, измельчает эвтектические ячейки, уменьшает размер пластинчатого графита, способствует повышению прочности и, в целом, качества серого чугуна.

При получении высокопрочного чугуна с шаровидным графитом модифицирование является обязательной технологической операцией, которая обеспечивает достижение трех главных целей: 1) формирование при кристаллизации включений шаровидного графита; 2) предотвращение перехода к метастабильному варианту кристаллизации в результате переохлаждения расплава, обусловленного вводом магния; 3) измельчение структуры, повышение литейных и механических свойств высокопрочного чугуна. В таком многоцелевом модифицировании принято выделять следующие составляющие:

- сфероидизирующее модифицирование для получения шаровидной формы графитных включений;
- графитизирующее модифицирование для интенсификации процесса графитизации и предотвращения перехода к метастабильному варианту кристаллизации;
- инокулирующее модифицирование для увеличения количества активных центров кристаллизации шаровидного графита, которое способствует измельчению структуры, уменьшает усадку и ликвацию, повышает долю феррита в феррито-перлитной металлической основе, создает условия для одновременного повышения прочности и пластичности высокопрочного чугуна. Эффективность инокулирующей составляющей повышается при наличии в составе модификаторов Ва, Са, Mg, Zr и при сближении во времени процессов модифицирования и кристаллизации, что достигается при обработке расплава в литейной форме.

Эффект модифицирования определяется не только особенностями применяемых модификаторов, но и в равной степени качеством исходного расплава чугуна и методом модифицирующей обработки. Модифицирование чугуна наиболее целесообразно и с большим эффектом осуществляется в проточных реакторах литниковых систем. Использование исходного чугуна с низким содержанием серы ($<0,015\%$), фосфора ($<0,06\%$) и марганца ($<0,35\%$) является непременным условием высокоэффективного модифицирования, оптимального структурообразования, получения высоких литейных, технологических, механических свойств и, в целом, высокого качества изделий из высокопрочного чугуна.

Ведель Д.В., Степанчук А.М.
(НТУУ «КПІ», м. Київ)

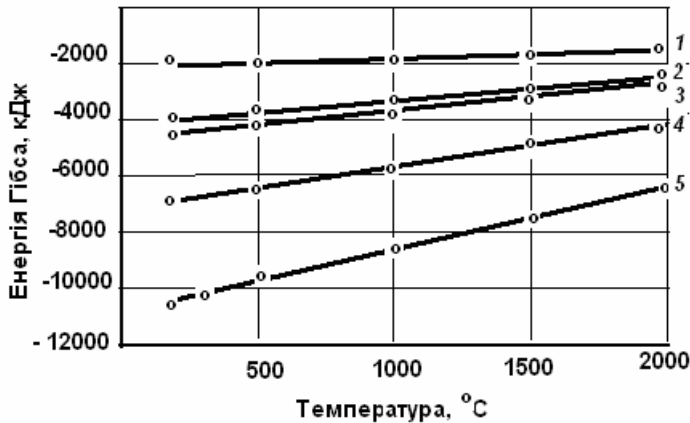
ТЕРМОДИНАМІЧНІ ЗАСАДИ СТВОРЕННЯ КОНСТРУКЦІЙНОЇ КЕРАМІКИ НА ОСНОВІ СПОЛУК ДЕЯКИХ ПЕРЕХІДНИХ МЕТАЛІВ

E-mail: astepanchuk@iff.kpi.ua

Наразі однією із важливих проблем енергетики та аерокосмічної техніки є забезпечення надійних службових характеристик матеріалів, елементів їх конструкцій, які працюють при високих температурах – лопаток турбін, сопел ракет, камер згорання та іншого. Перспективними матеріалами для їх виготовлення можуть бути різні види конструкційної кераміки на основі тугоплавких сполук перехідних металів IVa-VIa групи з неметалами: карбіди, нітриди, силіциди, бориди [1]. Серед них особливе місце займає

борид цирконію [2], підвищити стійкість якого до окиснення можливо за рахунок легування SiC, MoSi₂, CrB₂, TaSi₂ [3]. Останні, окислюючись, можуть утворювати оксиди, які взаємодіють з оксидом цирконію і утворюють складні склоподібні оксидні фази, які будуть блокувати проникнення кисню всередину матеріалу і тим самим захищати його від подальшого окиснення.

Для виявлення вірогідності проходження таких процесів, нами в роботі були проведені термодинамічні розрахунки енергії Гібса, за формулою $\Delta G = \Delta H - T\Delta S$, де ΔG , ΔH , ΔS – зміна вільної енергії Гібса, ентальпії та ентропії відповідно; T – температура.



1 – SiC; 2 – ZrB₂; 3 – MoSi₂; 4 – CrB₂; 5 – TaSi₂

Рис. 1. Залежність енергії Гібса від температури при окисненні тугоплавких сполук

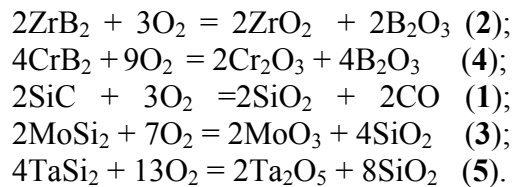
Аналіз отриманих результатів показує, що всі розглянуті тугоплавкі сполуки в даних умовах окислюються. При цьому їх стійкість до окиснення збільшується в ряду: TaSi₂, CrB₂, MoSi₂, ZrB₂, SiC. Враховуючи це, можна стверджувати, що легування ZrB₂ цими сполуками, особливо MoSi₂, SiC [4] і CrB₂ [5] може підвищувати стійкість до окиснення матриці на його основі.

Також ці матеріали можна використовувати в якості добавок, які інтенсифікують процеси ущільнення за рахунок утворення рідкої фази.

Література:

1. Степанчук А.Н., Билык И.И., Бойко П.А. Технология порошковой металлургии. – К: Выща шк., 1989. – 415 с.
2. Matthew J. Gasch Ultra High Temperature Ceramic Composites/ Matthew J. Gasch Donald T. Ellerby, Sylvia M. Johnson// Handbook of Ceramic Composites, 2006.–P. 197...223.
3. Inna G. Talmy. High-Temperature Chemistry and Oxidation of ZrB₂ Ceramics Containing SiC, Si₃N₄, Ta₅Si₃, and TaSi₂ /Inna G. Talmy, James A. Zaykoski, and Mark M. Opeka // The American Ceramic Society, 2008. – V.91. – P. 2250...2257.
4. Особенности процесса высокотемпературного окисления на воздухе керамических материалов системы ZrB₂-MoSi₂ / В.О. Лавренко, А.Д. Панасюк, О.М. Григор'ев, О.В. Коротеєв, В.А. Котенко // Порошковая металлургия, 2012. – №1/2. – С. 131...136.
5. Jerebtsov D.A. Phase diagram of the system: ZrO₂-Cr₂O₃/ D.A. Jerebtsov, G.G. Mikhailov, S.V. Sverdina // Ceramics International, 2001. – V.27.– P. 247...250.

Були визначені температурні залежності ентальпії, ентропії та розрахована енергія Гібса залежно від температури для вірогідних реакцій окиснення деяких тугоплавких сполук відповідно до реакцій:



Отримані температурні залежності енергії Гібса наведені на рис. 1.

Верховлюк А.М., Нетребко Д.М.

(ФТІМС НАН України, м. Київ)

ВПЛИВ ХІМІЧНОГО ТА ФАЗОВОГО СКЛАДІВ МІДНИХ СПЛАВІВ НА ЕЛЕКТРОПРОВІДНІСТЬ

Одними з основних характеристик при розробці сплавів для монет являються: задана електропровідність, корозійна стійкість, колір, технологічність та вартість нижча за номінал.

В зв'язку з цим метою даної роботи була розробка сплавів на основі міді з заданою питомою електропровідністю.

Виходячи з вище вказаного, за основу було обрано прості нелеговані латуні, оскільки вони відносно дешеві, мають золотавий колір і хороші технологічні властивості. Однак, подвійні сплави системи міді з цинком мають досить високу електропровідність на рівні 40% IACS, тому для розробки перспективних матеріалів із заданою електропровідністю (на рівні 18% IACS) їх необхідно модифікувати або легувати. З літературних джерел відомо, що перспективними металами для легування латуней з метою одержання даного значення електропровідності є: олово, алюміній, марганець, а також нікель, який розширює область α -фази.

Вимірювання електропровідності здійснювали за допомогою атестованого приладу «SMP-1», при частоті струму збудження 240 Гц. Зразки для вимірювань мали діаметр не менше 15 мм, товщину – не менше 1,35 мм, шорсткість поверхні $Ra \leq 0,63$ мкм. Слідкували, щоб відхилення товщини зразків в одній серії було не більше 1,5% від заданої.

Для кожної серії сплавів обирали по три зразки і вимірювання проводили в трьох точках з однієї та іншої сторони.

Результати середніх значень питомої електропровідності для литих та термооброблених зразків наведено на рис. 1, 2.

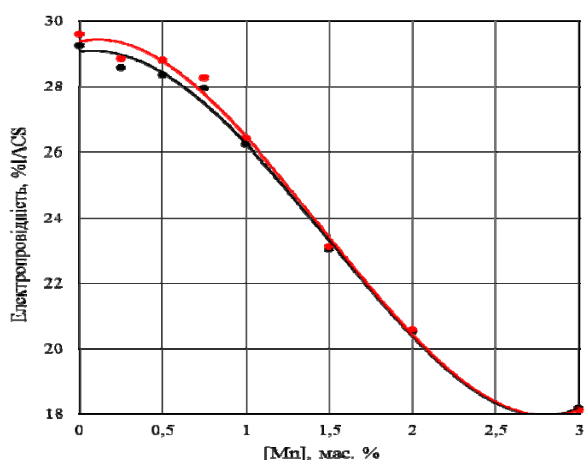


Рис. 1. Вплив концентрації марганцю на електропровідність сплаву Cu10Zn1Al у литому (●) та відпаленому (●) станах при частоті електромагнітного потоку 240 Гц

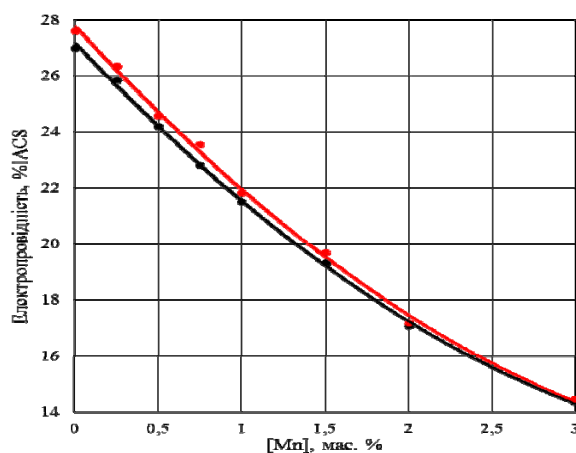


Рис. 2 Вплив концентрації марганцю на електропровідність сплаву Cu22,5Zn0,5Al у литому (●) та відпаленому (●) станах при частоті електромагнітного потоку 240 Гц

Дослідження показали, що потрібні сплави системи CuZnMe (де Me = Sn, Al), в однофазній області мають питому електропровідність на 7...8% IACS вище заданого рівня, тому потрібно використовувати комплексне легування, дбаючи одночасно про підвищення корозійної стійкості та досягнення яскраво-жовтого кольору.

Вичкін В.В., Прилуцький М.І.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

**ЕЛЕКТРОШЛАКОВА ТЕХНОЛОГІЯ ВИПЛАВКИ БРОНЗИ БрО5Ц6С5
З НЕКОМПАКТНИХ ВІДХОДІВ МІДНИХ СПЛАВІВ**

Для проведення експериментів по електрошлаковій переробці некомпактних відходів мідних сплавів використовували такі вихідні матеріали: стружку олов'яної бронзи БрО5Ц6С5 кількох партій, що відрізняються за своїм хімічним складом (табл. 1).

Таблиця 1 – Хімічний склад сплавів

Сплав	Склад	Вміст основних компонентів та домішок, %					
		Cu	Sn	Zn	Pb	Si	Al
БрО5Ц6С5	№1	осн.	4,4	4,6	4,2	0,015	0,030
-//-	№2	осн.	5,7	5,3	5,6	0,030	0,025
-//-	№3	осн.	4,8	6,2	4,7	0,025	0,045
-//-	№4	осн.	5,5	5,8	4,9	0,010	0,035
БрО5Ц6С5	ГОСТ 614-73	осн.	4,1...6,0	4,5...6,5	4...6	0,050	0,050

Для отримання литих деталей застосовують олов'яні бронзи (за ГОСТ 614-73) в чушках, а для виробів відповідального призначення – високоолов'яні бронзи, виплавлені з первинних (чистих) металів.

Виливки з олов'яних бронз в чушках мають меншу вартість, але їх механічні властивості трохи нижчі, ніж механічні властивості бронз, виплавлених із первинних металів.

Із ливарних олов'яних бронз отримують головним чином литі деталі, які працюють в умовах високих тисків, або в умовах тертя.

Бронза марки БрО5Ц6С5 має таку область застосування: лиття антифрикційних деталей вузлів тертя (втулки, вкладиші підшипників, черв'ячні колеса і т. д.); арматура, яка працює в морській і прісній воді та під паром.

Основне виробництво цих марок бронз зосереджено в Росії. Напівбезперервно литі заготовки з бронз виплавляються на Кольчугинському заводі кольорових металів «КольчугЦветМет». Враховуючи вище сказане, а також те, що дані сплави містять такі дорогі легувальні елементи як нікель, кремній і цинк, максимальне залучення у виробництво відходів цих бронз особливо важливо з народно-господарської та економічної точки зору.

Важливою складовою електрошлакового процесу є шлакова ванна, яка виконує одночасно тепловиділяючу, теплопередавальну і рафінувальну функції. Крім того, шар шлаку захищає рідкий метал від взаємодії з газами атмосфери печі. Тому шлаки для ЕШП мають відповідати певним вимогам, основні з яких наведені в численних літературних джерелах. Цими загальними принципами керувалися і при виборі шлакових систем для плавки відходів мідних сплавів.

Для електрошлакової плавки міді та її сплавів застосовують сольові і оксидно-сольові композиції. Особливістю цих шлакових систем є те, що вони мають порівняно невисоку температуру плавлення, в'язкість і щільність, а також найменш хімічно активні по відношенню до розплавленого металу.

Оксидно-сольові шлаки відрізняються від чисто сольових меншою вартістю і більш низькою електропровідністю, а отже, більш високими техніко-економічними показниками процесу. У зв'язку з цим вони знайшли більш широке застосування для плавки мідних сплавів. Найбільш поширеними оксидно-сольовими шлаковими системами, що застосовуються для плавки мідних сплавів є: $\text{CaF}_2 - \text{CaO} - \text{SiO}_2$; $\text{CaF}_2 - \text{CaO} - \text{SiO}_2 - \text{MgO}$; $\text{CaF}_2 - \text{CaO} - \text{SiO}_2 - \text{Al}_2\text{O}_3$; $\text{CaF}_2 - \text{CaO} - \text{SiO}_2 - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{Na}_2\text{O}$.

Волошко С.М., Бурмак А.П.

(НТУУ «КПІ», г. Київ)

**ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ И МИКРОТВЕРДОСТИ
ПОВЕРХНОСТИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16 ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ
УДАРНОЙ ОБРАБОТКЕ В РАЗНЫХ АТМОСФЕРАХ**

E-mail: abymak@gmail.com

Проведена ультразвуковая ударная обработка (УЗУО) поверхности алюминиевого сплава Д16 в химически активных и нейтральных средах в условиях квазигидростатического сжатия образца, что обеспечило более эффективное, по сравнению с термической обработкой и стандартными схемами УЗУО, упрочнение его поверхности.

Показана возможность одновременно с низкотемпературными процессами деформационного диспергирования зёрновой структуры синтезировать на поверхности алюминиевого сплава Д16 прочные оксидные покрытия толщиной несколько десятков микрометров с помощью УЗУО на воздухе.

Доказано, что увеличение микротвердости (в 2,5 раза) поверхности сплава Д16 ультразвуковой ударной обработкой в инертной среде (аргон, гелий) обуславливается модификацией дислокационной структуры, деформационным формированием нанокристаллической структуры, а также выделением наноразмерных преципитатов упрочняющей S'- фазы Al₂CuMg.

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

Предложены модельные представления относительно структурно-фазовых механизмов упрочнения поверхности сплава Д16.

Воронова О.И.

(ОНПУ, г. Одесса)

**ОПТИМИЗАЦИЯ ПРОЦЕССА ФОРМООБРАЗОВАНИЯ ПО ШЛИКЕРНОЙ
КЕРАМИКЕ**

В литейном производстве способ литья в керамические формы нашел достаточно широкое применение для изготовления точных отливок с низкой шероховатостью поверхности. Метод формообразования с применением шликерной керамики основан на явлении капиллярного впитывания дисперсной фазы шликера пористой средой, при котором его диспергированная фаза уплотняется.

Шликер представляет собой систему из тонкодисперсной твердой фазы, имеющей разветвленную поверхность раздела, и жидкости. Твердой фазой в кварцевых шликерах является плавленный кварц, дисперсионной фазой – вода. С целью повышения скорости набора массы предложено вводить мелкодисперсную добавку – флюс АНФ-6. По химическому составу флюс представляет собой сочетание CaF₂ – 64,4% с окислами Al₂O₃ – 28,4%, SiO₂ – 1,6% и CaO – 5,5%. Температура плавления флюса (1320...1340) °С. Действие флюса как добавки, способствующей интенсификации процесса отверждения шликера, основано на дополнительном связующем эффекте алюмосиликатных соединений и водопоглощающем свойстве кальцийфтористых соединений. Результаты исследования влияния флюса АНФ-6 на время отверждения шликера приведены на графиках (рис. 1).

Анализируя полученные экспериментальные данные, можно сделать вывод, что с увеличением содержания флюса в шликере до 20% время его отверждения сокращается более чем в 10 раз и изменяется по гиперболической зависимости. Дальнейшее увеличение содержания твердой фазы ведет к тому, что дисперсионная среда теряет способность ее растворять.

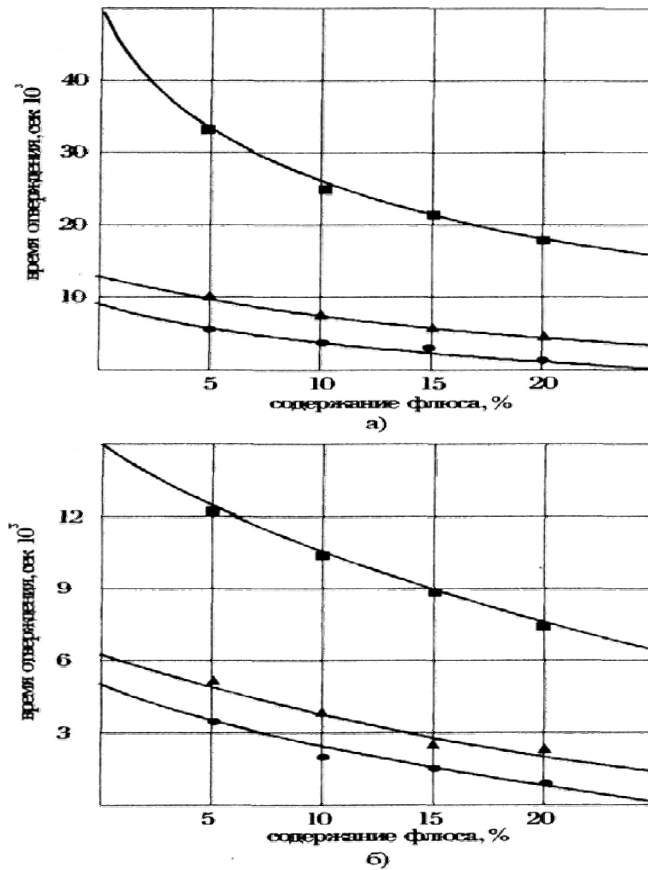


Рис.1. Зависимость времени отверждения шликера от его состава: а) контактная поверхность – металл, б) контактная поверхность – гипс;
 - 74% воды, 26% плавленного кварца;
 - 74% воды, 13% плавленного кварца, 13% маршалита;
 - 71,4% воды, 2,6% аммиака, 26% плавленного кварца.

На основании анализа экспериментальных данных выбрано оптимальное содержание флюса АНФ-6 в шликере. Изменение содержание флюса в шликере влияет на показатель рН, который, в свою очередь, принимая различные значения, регулирует вязкость суспензии (характер зависимости параболический). Значения рН, при которых шликер проявляет максимальную текучесть (минимальную вязкость), называют линейным интервалом $pH = (8,3 \dots 8,7)$, вязкость $V = (2,5 \dots 2,6) \cdot 10^2$ с.

Глотка А.А.

(ЗНТУ, г. Запорожье)

ВЛИЯНИЕ КАРБИДНОЙ СОСТАВЛЯЮЩЕЙ НА СЛУЖЕБНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СТАЛИ 110X18M

В процессе работы подшипники находятся под воздействием высоких знакопеременных напряжений. Каждый участок рабочей поверхности, шарика или ролика, а также дорожки колец, испытывает многократные нагружения, распределяющиеся в пределах очень небольшой опорной поверхности. Как известно [1], свойства, определяющие поведение металла в условиях эксплуатации подшипников (контактная выносливость, износ, сопротивление развитию трещин), зависят от ряда структурных параметров подшипниковых сталей (природы, количества и размера неметаллических включений; карбидной неоднородности; размера зерна). Эти параметры определяются технологией производства.

Таким образом, определение зависимости количественных показателей карбидной составляющей стали 110X18M на износ – это актуальная научная и практическая проблема.

Матеріалом для испытаний была выбрана шарикоподшипниковая сталь 110X18M промышленных партий проката, произведенная по различным технологическим вариантам [1].

Результаты обработки на ЭВМ представлены в таблице 1. Приведены данные по достоверности полученных результатов и их значимость. Из этих данных следует, что тесную связь с износом имеют следующие параметры: объемная доля карбидов, количество карбидов размером больше 11,2 мкм, расстояние между карбидами вдоль и поперек прокатки. Наибольшее влияние на увеличение степени износа оказывает объем карбидной фазы при содержании в интервале 25...28%. Это объясняется тем, что при таком содержании степень вероятности возникновения крупных карбидов увеличивается, что приводит к негативному выходу на поверхность дорожки качения и локальному разрушению по карбидным составляющим. Оптимальный вариант содержания карбидов находится в интервале 18...21%, поскольку здесь наблюдаются минимальные показатели степени износа.

Таблица 1 – Результаты статистической обработки измерений параметров карбидов в образцах стали 110X18M на анализаторе «Эпиквант»

Параметры стереометрии карбидов	Коэффициент корреляционного отношения	Коэффициент значимости	Вид выбранной функции	Значение коэффициентов		
				A	B	C
V	0,97	4,33	$Y = Ax^2 + Bx + C$	0,037	1,43	14,05
Z ₁	0,66	2,96	$Y = \frac{X}{Ax^2 + Bx + C}$	-4,41	5,5	-0,657
Z ₂	0,75	3,37	$Y = \frac{X}{Ax + B}$	0,508	0,3	-
N	0,69	3,09	$Y = \frac{X}{Ax^2 + Bx + C}$	-0,09	3,32	-2,68
L ₁	0,83	3,71	$Y = \frac{X}{Ax^2 + Bx + C}$	-0,779	16,9	-68,7
L ₂	0,87	3,92	$Y = \frac{X}{Ax^2 + Bx + C}$	-1,25	22,5	-82,9

Предлагаются рекомендации, что при получении товарной продукции стали 110X18M необходимо придерживаться следующих показателей: объем карбидов должен составлять 18...21%, размер карбидов должен быть не больше 11,2 мкм, а расстояние между карбидами меньше 7...8 мкм.

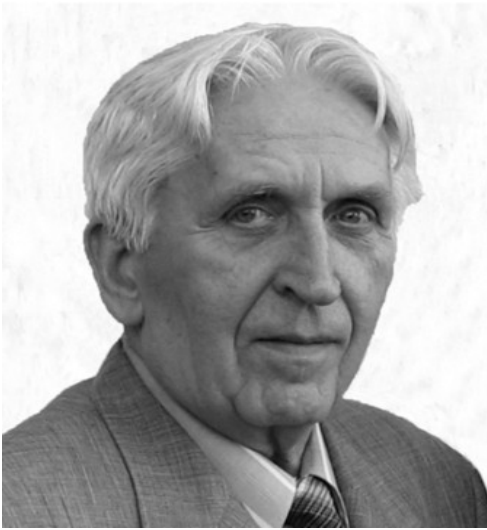
Литература:

1. Спектор А.Г., Зельбет Б.П., Киселёва С.А. Структура и свойства подшипниковых сталей. – М.: Металлургия, 1980. – 264 с.

Гнатуш В.А., Кочешков А.С., Лютий Р.В.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

85 РОКІВ З ДНЯ НАРОДЖЕННЯ ПРОФЕСОРА С. П. ДОРОШЕНКА



7 травня 2016 року професору, доктору техн. наук, завідувачу кафедри ливарного виробництва Київського політехнічного інституту (1974–1991), Заслуженому професору НТУУ «КПІ» (1998) **Степану Пантелійовичу Дорошенку (1931–2009)** виповнилось би 85 років. Все його життя було пов'язане з ливарним виробництвом чорних та кольорових металів. Проте найбільшу увагу він приділяв дослідженням в сегменті разової ливарної піщаної форми. З цією формою пов'язана стародавня історія ливарства, а сьогодні, в XXI столітті, піщана форма використовується у 3D-технологіях.

Але повернемося у далекий 1950 рік, коли майбутній ливарник поступив на перший курс металургійного факультету Київського політехнічного

інституту. Доля склалась так, що Степан Дорошенко потрапив до групи ЛВ-11. Вона відома тим, що шість її випускників захистили дисертаційні роботи. Після закінчення інституту в 1955 р. Степана Пантелійовича було направлено на Київський завод «Більшовик», на якому він за період з 1955 по 1959 рр. пройшов шлях від технолога до заступника головного металурга. Працюючи на заводі, молодий інженер зрозумів, що для вирішення проблеми якості поверхні сталевих виливків потрібно перейти на інший, науковий щабель діяльності. І тому у 1959 р. С. П. Дорошенко поступає до аспірантури на рідну кафедру ливарного виробництва КПІ.

В кандидатській дисертації, яку він захистив у 1963 р., були вперше в світовій ливарній практиці сформульовані принципи утворення на поверхні сталевих виливків легковідокремлюваного пригару. Ця теорія свого часу викликала досить активну дискусію в наукових ливарних колах. В результаті колективом авторів С. П. Дорошенко, В. М. Дробязко та К. І. Ващенко було написано, а в 1978 р. московське видавництво «Машиностроение» видало книгу «Получение отливок без пригара в песчаных формах». Наукова праця була перекладена китайською та японською мовами.

В 60-і роки ХХ століття на кафедрі ливарного виробництва КПІ активно розроблявся принципово новий напрямок створення формувальних ливарних сумішей, які отримали назву «Наливні (рідкорухомі) самотвердні суміші». Під такою назвою в 1972 р. С. П. Дорошенко захистив докторську дисертаційну роботу. Потрібно відмітити, що цей напрямок ливарного виробництва активно розвивався як у науковому, так і у виробничому планах. На кафедрі було виконано понад 10 кандидатських дисертаційних робіт, на Київському заводі «Більшовик» з 1965 року працювала перша в країні лінія наливної формовки, а станом на 1988 р. в Україні наливні формувальні суміші використовували більш ніж 50 підприємств, які виробляли понад 700 тис. тонн виливків на рік. Як певний науково-практичний підсумок, у 1980 році світ побачила фундаментальна праця С. П. Дорошенка та К. І. Ващенко «Наливная формовка», яка вийшла значним накладом у 1000 примірників. Монографія стала незамінним посібником як для студентів, так і для інженерів-ливарників.

З 1974 по 1991 р. професор С. П. Дорошенко завідував кафедрою ливарного виробництва КПІ. Під його керівництвом кафедра вперше забезпечила студентів-ливарників методичною літературою по всім дисциплінам навчального плану. Ці розробки були такими якісними, що знайшли застосування не тільки в Україні, а й за її межами. За довгі роки своєї науково-педагогічної роботи Степан Пантелійович зробив вагомий внесок в удосконалення навчальних планів, програм, розробку нових спеціальних дисциплін.

Професор С. П. Дорошенко започаткував на кафедрі наукову школу з питань технології ливарної форми, підготував 27 кандидатів і чотирьох докторів технічних наук, у т. ч. для Німеччини, Болгарії, Куби, В'єтнаму. Він опублікував понад 650 наукових та навчально-методичних праць. У його доробку понад 40 авторських свідоцтв і патентів.

Степан Пантелійович велику увагу приділяв професійній орієнтації майбутніх інженерів-ливарників. З-під пера його та співавторів вийшли книги, брошури та статті з технології та історії ливарного виробництва в Україні і в світі, зокрема «О литейщиках» (1976), «Об искусстве литья и литейщиках» (1986), «Древняя и всегда молодая профессия» (1998), «Історія художнього литва» (1998).

Продовження цього напрямку його діяльності нашло відображення в колекціонуванні виробів художнього литва та створенні при кафедрі ливарного виробництва музею литва на базі особистої колекції С. П. Дорошенка.

Зусиллями професора С. П. Дорошенка були налагоджені плідні зв'язки кафедри ливарного виробництва КПІ з профільними інститутами Китаю, Чехії, Болгарії, Румунії, Куби, В'єтнаму, Німеччини та інших країн.

Останні роки життя С. П. Дорошенко активно займався дослідженням історії ливарного виробництва в Україні, художнього литва, відродженням забутих імен і подій української історії.

Гнатуш В.А.

(г. Киев)

МИРОВОЙ РЫНОК ЛИТЬЯ: ПОВЫШАТЕЛЬНЫЙ ТРЕНД

Уже традиционно в декабре 2015 года журнал «MODERN CASTING» опубликовал 49-й статистический отчет о работе мировой литейной отрасли за 2014 год. Вашему вниманию предлагается обобщенный анализ мировой литейной отрасли за 2012-2014 гг., а также некоторые тренды и прогнозы на краткосрочную перспективу.

Рейтинг производителей отливок.

Итак, по данным Modern Casting в 2014 г. в мире было произведено 105,2 млн. т отливок, что на 1,9% больше чем в 2013 г. Лидирующая десятка стран, основных производителей отливок, остается без изменений (табл. 1).

Таблица 1 – Крупнейшие страны-производители отливок в 2012-2014 гг.

Рейтинг 2014	Страна	2012 г.		2013 г.		2014 г.	
		кол-во, млн. т	доля, %	кол-во, млн. т	доля, %	кол-во, млн. т	доля, %
1	Китай	42,500	42,15	44,500	43,11	46,200	43,92
2	США	11,789	11,69	12,250	11,87	11,997	11,41
3	Индия	9,344	9,27	9,810	9,50	10,021	9,53
4	Япония	5,343	5,30	5,538	5,36	5,538	5,27
5	Германия	5,214	5,17	5,187	5,02	5,247	4,99
6	Россия	4,300	4,26	4,100	3,97	4,200	3,99
7	Бразилия	2,860	2,84	3,071	2,97	2,737	2,60
8	Республика Корея	2,436	2,42	2,562	2,48	2,631	2,50
9	Италия	1,960	1,94	1,971	1,91	2,025	1,93
10	Турция	1,445	1,43	1,543	1,49	1,750	1,66
	Итого	87,191	86,47	90,532	87,70	92,346	87,80
	Прочие 26-27 стран	13,644	13,53	12,698	12,30	12,837	12,20
	Всего	100,835	100,00	103,230	100,00	105,183	100,00
13	Украина	1,532	1,52	1,355	1,31	1,560	1,48

Примечание: Исходные статистические данные от журнала Modern Casting.

Всього на 10 стран-лидеров в 2014 г. пришлось 87,8% мирового производства литья при росте на 1,8% против 2013 г.

Тройку лидеров мирового литейного рынка формируют Китай, США и Индия. Их суммарная доля в 2014 г. составила 64,9% против 64,5% в 2013 г. и 63,1% в 2012 г. А безоговорочным лидером мирового литейного рынка является Китай, доля которого за период с 2012 по 2014 г. увеличилась с 42,2 до 43,9%. Следует отметить, что по результатам 2014 г. на 10-е место рейтинга вышла Турция, потеснив Францию. Украина в мировом литейном рейтинге занимает достаточно почетное 13 место.

Характеристика литейных предприятий.

Анализ статистических данных Modern Casting свидетельствует о том, что за период с 2000 по 2015 г. количество литейных предприятий в мире увеличилось с 30 тысяч до 47,1 тыс. или в 1,6 раза (рис. 1). При этом следует учитывать, что в 2005 г. статистика показала прибавку в Китае количества литейных предприятий сразу на 14 тыс. Таким образом, по состоянию на 2014 г. у мирового литейного лидера, Китая, насчитывается 26 тыс. предприятий или 55% мирового показателя. Конечно, анализ литейного рынка Китая может быть предметом отдельного исследования.

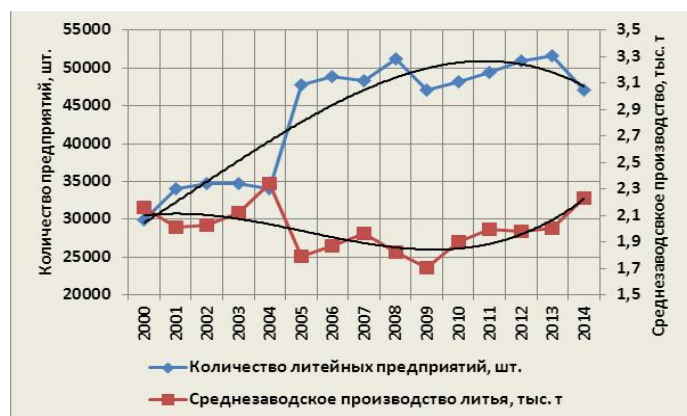


Рис. 1. Мировая статистика литейных предприятий

В то же время, несмотря на существенное увеличение количества литейных предприятий в мире, среднее заводское производство отливок за отчетный период колеблется в диапазоне от 1,7 до 2,3 тыс. т/год при среднем показателе 2,0 тыс. т/год (рис. 1). Полагаем, что хотя это субъективный показатель, но, тем не менее, он свидетельствует о курсе бизнеса на создание малых и средних литейных компаний, которые продают свою продукцию покупателям в разных отраслях экономики.

Поставки отливок.

Одним из важных показателей литейного бизнеса является объем поставки продукции. Хотя статистические данные Modern Casting страдают некоторой неполнотой, но, тем не менее, позволяют сформировать довольно полную картину торговли отливками в мире.

Как видим, крупнейшими поставщиками отливок по итогам 2014 г. являются Китай (82,9 млрд. USD), США (30,8 млрд. USD), Япония (19,4 млрд. USD) и Индия (18,0 млрд. USD) – табл. 2. Украина в данном рейтинге достаточно уверенно входит в первую десятку поставщиков отливок.

Материальная структура производства отливок.

Традиционно для производства отливок используют железные и нежелезные (цветные) литейные сплавы. Статистические данные за 2014 г. свидетельствуют о том, что 70,9% отливок в мире изготовлены из чугуна, 18,4% – из сплавов цветных металлов и 10,8% из стали (табл. 3). Для сравнения в 2013 г. имеем следующие показатели: 71,5%, 17,7% и 10,8% соответственно, а в 2012 г. – 71,9%, 16,9% и 11,2%.

При этом, например, в 2014 г. первое место занимают отливки из серого чугуна (45,4%), на втором отливки из высокопрочного чугуна или ВЧШГ (24,4%) и на третьем отливки из алюминиевых сплавов (15,5%).

Таблиця 2 – Рейтинг стран, поставщиков отливок

Рейтинг 2014	Страна	2012 г.		2013 г.		2014 г.	
		стоимость, млрд. USD	доля, %	стоимость, млрд. USD	доля, %	стоимость, млрд. USD	доля, %
1	Китай	0	0,00	89,700	37,71	82,924	41,75
2	США	36,038	33,41	30,303	12,74	30,790	15,50
3	Япония	0	0,00	19,366	8,14	19,366	9,75
4	Индия	0	0,00	0	0,00	18,000	9,06
5	Германия	17,592	16,31	15,480	6,51	9,955	5,01
6	Бразилия	11,400	10,57	11,600	4,88	8,391	4,22
7	Италия	9,237	8,56	48,063	20,21	7,124	3,59
8	Франция	7,831	7,26	7,219	3,03	5,911	2,98
9	Украина	7,657	7,10	5,184	2,18	5,433	2,74
10	Турция	3,940	3,65	4,015	1,69	4,880	2,46
11	Испания	3,479	3,23	3,098	1,30	2,750	1,38
12	Австрия	1,812	1,68	1,676	0,70	1,418	0,71
13	Венгрия	0,434	0,40	0,600	0,25	0,630	0,32
14	Португалия	0,674	0,62	0,247	0,10	0,494	0,25
15	Финляндия	0,391	0,36	0,380	0,16	0,300	0,15
16	Норвегия	0,316	0,29	0,294	0,12	0,243	0,12
17	Канада	3,120	2,89	1,9	0,80	0	0,00
18	Чехия	1,428	1,32	0	0,00	0	0,00
19	Польша	2,515	2,33	0	0,00	0	0,00
20	Таиланд	0	0,00	0,641	0,27	0	0,00
	Всего	107,864	100,00	237,866	100,00	198,609	100,00

Примечание: Исходные данные от журнала Modern Casting. «0» – данные отсутствуют.

Таблиця 3 – Мировая структура производства отливок в 2012-2014 гг.

Вид сплава	2012 г.		2013 г.		2014 г.		2014 к 2013, %
	кол-во, тыс. т	доля, %	кол-во, тыс. т	доля, %	кол-во, тыс. т	доля, %	
Чугун серый	45995,8	45,6	47821,7	46,3	47795,8	45,4	99,9
Чугун высокопрочный	25167,2	25,0	25057,7	24,3	25682,2	24,4	102,5
Чугун ковкий	1275,5	1,3	925,6	0,9	1113,0	1,1	120,2
Сталь	11299,0	11,2	11123,6	10,8	11318,9	10,8	101,8
Алюминий	14051,9	13,9	15357,3	14,9	16324,1	15,5	106,3
Медь	1743,8	1,7	1788,6	1,7	1745,6	1,7	97,6
Цинк	587,9	0,6	453,9	0,4	545,7	0,5	120,2
Магний	226,7	0,2	175,8	0,2	160,8	0,2	91,5
Прочие цветные металлы	486,8	0,5	525,7	0,5	496,8	0,5	94,5
Всего	100834,6	100,0	103229,9	100,0	105182,9	100,0	101,9
Изменение, %	100,0		102,4		104,3		

Примечание: Исходные статистические данные от журнала Modern Casting.

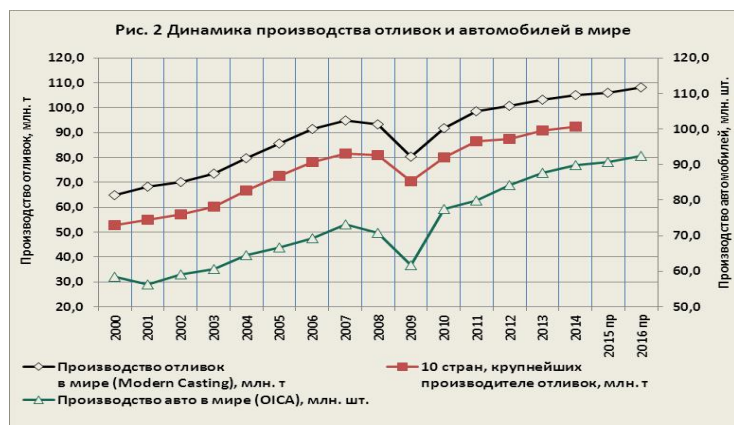
Аналитики Steel Founders' Society of America полагают, что за период с 2008 по 2020 год мировое производство отливок из высокопрочного чугуна увеличится с 21,7 до 53,2 млн. т (+145%), из медных сплавов – с 1,7 до 3,0 млн. т (+76%), из стали – с 9,9 до 15,2 млн. т (+54%), из алюминиевых сплавов – с 10,9 до 16,0 млн. т (+47%) и из серого чугуна – с 42,5 до 60,8 млн. т (+43%). Сопоставив приведенный прогноз с фактическими данными за 2014 г., следует отметить, что наименьшее отставание от прогноза имеет место для отливок из серого чугуна и стали. Примерно на 30% наблюдается отставание у отливок из высоко-

прочного чугуна и меди. В то же время алюминиевое литье превышает прогноз примерно на 19%.

Прогнозы мирового рынка отливок.

Производство отливок определяется такими факторами, как изменением ВВП, объемами производства автомобилей и других транспортных средств, труб и насосов, машин и оборудования и т. п. Сегментация потребителей отливок свидетельствует, что от 30 до 60%, в зависимости от страны, приходится на автомобилестроение.

Исходя из того, что коэффициент корреляции между годовыми мировыми показателями производства отливок и автомобилей составляет 0,95, нами проведена оценка мирового производства отливок в 2015 г. и прогноз на 2016 г. (рис. 2).



В результате определено, что мировое производство отливок в 2015 г. составит порядка 106 млн. т или на 0,9% больше, чем в 2014 г. Что касается прогноза на 2016 г., то ожидаемый объем производства отливок в мире составит 108 млн. т или на 2% больше показателя 2015 г. Согласно прогноза Global Industry Analysts, Inc. (США) к 2020 г. производство отливок в мире достигнет 148,9 млн. т, что на 42% больше против 2014 г. Тем самым закладываются значительно более высокие темпы роста производства отливок.

Рис. 2. Динамика производства отливок и автомобилей в мире

Аналитики ИКВ Deutsche Industriebank AG (Германия) в июне 2015 г. отмечали следующие прогнозные тренды мировой литейной промышленности.

1. Дальнейшее развитие мировой литейной промышленности будет определяться темпами развития ключевых отраслей промышленности, потребителей отливок. Большая часть увеличения спроса сформируется на рынках развивающихся стран. Ожидается, что темпы роста азиатского рынка превысят темпы среднемирового производства в средне- и долгосрочной перспективе.

2. В связи с тем, что в течение ближайших лет многие квалифицированные литейщики уйдут на пенсию, возрастет конкуренция на рынке труда.

3. Актуальным является поддержка технологического лидерства литейного производства Европы. Будут повышаться требования к характеристикам литейных сплавов в связи с ужесточением условий эксплуатации изделий. В технологическом и экономическом аспектах сохранится конкуренция между литьем, ковкой и прокаткой. В то же время в сегменте легких транспортных средств будет превалировать тенденция к использованию отливок.

4. В Европе ожидается увеличение доли отливок из алюминиевых сплавов против отливок из чугуна и стали. Прогнозируется, что к 2020 г. производство алюминиевого литья в Германии достигнет 1,2 млн. т против 0,994 млн. т в 2014 г., или возрастет на 21%.

5. Отмечается тенденция к уменьшению рентабельности литейного производства под давлением заказчиков.

Григорчук Т.М., Абдуллаєва Е.Р., Богомол Ю.І.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

МІКРОСТРУКТУРА СПРЯМОВАНО ЗАКРИСТАЛІЗОВАНОГО СПЛАВУ Mo-ZrC

E-mail: tanya.grigortchuck48@gmail.com

На сьогоднішній день промисловість має потребу в матеріалах, що володіють високою механічною міцністю та стійкістю до окиснення при значних температурах. Широке застосування в авіабудуванні набули суперсплави на основі нікелю, які використовують при конструюванні газотурбінних двигунів. Однак, вони легко піддаються зношуванню за температур, які перевищують 1100 °С [1]. Альтернативою їм можуть послужити сплави на основі молібдену [2]. Їх високотемпературні властивості можуть бути підвищені за рахунок створення композиційних матеріалів або легування, яке веде до утворення інтерметалідних фаз, які підвищують стійкість до повзучості та окиснення.

Дана робота присвячена одержанню спрямовано закристалізованих евтектичних сплавів на основі молібдену методом безтигельної зонної плавки, оскільки вони можуть мати значно вищі високотемпературні механічні властивості в порівнянні з композитами, одержаними іншими методами [3].

Спрямовано закристалізований евтектичний сплав складу Mo – (27 мас. %) ZrC був отриманий методом безтигельної зонної плавки неспечених порошкових пресовок в установці «Кристал-206» [3]. Мікроструктуру сплаву досліджували за допомогою металографічного мікроскопу Neophot 21.

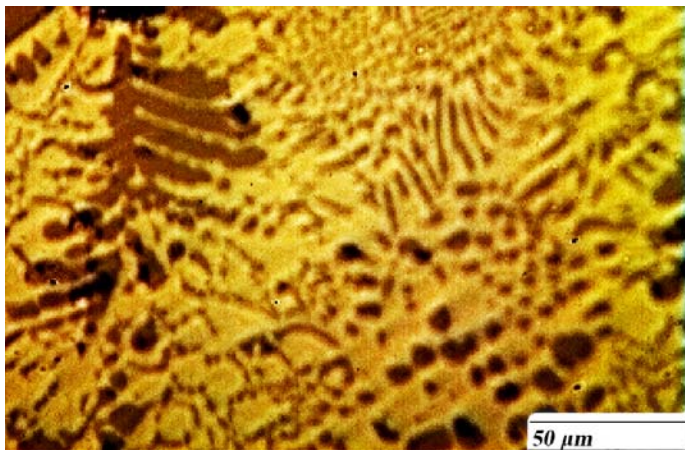


Рис. 1. Мікроструктура спрямовано закристалізованого евтектичного сплаву Mo-ZrC

Дані металографічного аналізу задовільно збігаються з даними рентгенофазового аналізу.

Одержані дані дають змогу зазначити, що евтектичний сплав Mo-ZrC, який має достатньо рівномірну тонкозернисту армовану структуру, може знайти застосування в багатьох пристроях аерокосмічної техніки [4]. Це підтверджує правильність вибору об'єкту дослідження. В подальшому планується детальніше дослідження механічних властивостей та стійкості до окиснення даного матеріалу.

Література:

1. M. Heilmaier, M. Krüger, H. Saage, et al.: *Metallic Materials for Structural Applications Beyond Nickel-based Superalloys*. JOM 2009; 61(7): 61...67.
2. Krüger M: *Pulvermetallurgische Herstellung und Charakterisierung von oxidationsbeständigen Molybdänbasislegierungen für Hochtemperaturanwendungen*. – Berlin: Logos, 2010.
3. Бурханов Г.С.: *Высокочистые монокристаллы металлов. Высокочистые вещества 1993(3)*. – С. 7...15.
4. Ley, W., Wittmann, K., Hallmann, W., eds. (2009). *Handbook of space technology*. John Wiley & Sons, Ltd. – P. 323...324.

Доній О.М., Кулініч А.А., Санько Д.В.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

ІМІТАЦІЙНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ГОМОГЕННОЇ КРИСТАЛІЗАЦІЇ СПЛАВУ Al-7%Mg

E-mail: dosha@iff.kpi.ua

На сьогоднішній день у ливарному виробництві лабораторний експеримент є практично єдиним ефективним засобом опрацювання оптимальних технологічних режимів для підвищення службових характеристик металевих виливків. Проте використання обчислювального експерименту на ЕОМ дозволяє значно зменшити терміни розробок, зменшити матеріальні витрати, надає можливість дослідити технологічні режими і різноманітні варіанти керувального впливу на структуру металу, які складно реалізувати в лабораторних умовах.

Імітаційна модель кристалізації, яка розроблена на інженерно-фізичному факультеті НТУУ «КПІ», дозволяє проводити наукові дослідження безпосередньо на ЕОМ, а також розробляти нові технологічні прийоми, перевіряючи при цьому різні гіпотези і положення стосовно процесу кристалізації. При цьому в результаті експерименту отримується наступна інформація: візуальний розвиток процесу кристалізації; розташування області переохолодження в розплаві; кількість центрів кристалізації та швидкість їх появи; твердої фази та швидкості її росту в процесі структуроутворення; температура в центральній точці системи; вплив модифікаторів та стінок виливниці; розподіл другого компонента сплаву по перерізу системи; наявність нерівноважної евтектики; середній розмір зерна твердого металу.

В даній роботі з використанням імітаційної моделі кристалізації бінарного сплаву з евтектикою проведено дослідження процесу гомогенної кристалізації сплаву Al-7%Mg.

Діаграма стану сплаву Al-7%Mg є складною, але якщо обмежитись лише її частиною, то сплав можна розглядати як бінарний із звичайною діаграмою обмеженої розчинності з евтектикою.

Перед експериментом проводилось налаштування моделі шляхом підбору її параметрів таким чином, щоб змодельовані крива охолодження та макроструктура співпадали із отриманими в реальному експерименті.

При проведенні комп'ютерного експерименту швидкість охолодження змінювали в межах від 1 до 6 град·с⁻¹ для прямокутної системи з геометричними параметрами 0,035×0,035 м². За таких умов встановлено, що центри кристалізації з'являються переважно біля стінок форми, і при невеликих швидкостях охолодження (1...3 град·с⁻¹) кристалізація має квазіоб'ємний характер. Збільшення швидкості охолодження призводить до утворення зародків твердої фази практично у всьому об'ємі, і кристалізація набуває об'ємного характеру. Залежність кількості утворених центрів кристалізації від часу має монотонний характер.

Змодельовані структури сплаву в твердому стані відрізняються розміром зерна. При малих швидкостях охолодження в центрі спостерігаються переважно крупні зерна, а на периферії більш дрібні. При більших швидкостях охолодження різниця в розмірі зерен в центрі та на периферії стає ледь помітною. Залежність кількості утворених центрів кристалізації від швидкості охолодження лінійно зростає.

В роботі дослідили вплив геометричних розмірів системи на структуру сплаву. При малих розмірах системи (0,01×0,01 м²) спостерігається дрібна структура. Збільшення розміру призводить до появи крупних зерен в центрі, потім в структурі з'являються довгі орієнтовані до центру зерна, разом із дрібними зернами на границях системи.

В результаті проведених експериментів показано, що кількість утворених центрів твердої фази в залежності від розмірів системи має обернено пропорційний характер. Такий її вигляд можна пояснити збільшенням величини градієнта температур при збільшенні розмірів системи.

Дорошенко В.С.¹, Калюжный П.Б.²

(¹ФТИМС НАН України, г. Київ; ²ВНУ ім. В. Даля, г. Северодонецьк)

УСКОРЕННОЕ ОХЛАЖДЕНИЕ ОТЛИВОК В ПСЕВДООЖИЖЕННОМ СЛОЕ НАПОЛНИТЕЛЯ НЕПОСРЕДСТВЕННО В ЛИТЕЙНОЙ ФОРМЕ

Для литья в формы, содержащие сыпучий наполнитель без связующего, упрочняемые вакуумом (ЛГМ, ВПФ), или оболочковые (ЛВМ) в контейнерах с сыпучим наполнителем создана технология ускоренного охлаждения отливки. Прямо в форме наполнитель переводят в псевдоожигенное состояние. Продувка воздухом или газом такого наполнителя в вертикальном направлении дополнена вариантами предварительной установки на опочную форму или контейнер коробчатого (рамочного) экрана. Верхний торец экрана может быть закрыт сеткой, либо в качестве экрана устанавливают вверх дном пустой контейнер со средствами вакуумирования, через которые удаляют продуваемый воздух или газ, или пустой контейнер вакуумируют (Пат. UA 106005, бюл. 7-2016).

Псевдоожигение увеличивает порозность песка в форме с 0,35...0,36 до 0,50...0,75. При росте объема песка на 20...40% его не удаляют из формы, а наращивают стенки опоки экраном. Снижение затрат по сравнению с известными способами – в отсутствии специальных стендов, перевозки на них форм, вытяжной вентиляции и пылеподавления. Охлаждение отливки с песком эффективно при продолжительности от нескольких до десятков минут. Оно (литейный процесс) может совмещаться с термообработкой отливки непосредственно в песчаной форме по различным режимам, включая ступенчатые, поскольку подачу газа легко регулировать и автоматизировать. Нарращиваются стенки формы выше созданного псевдоожигенного слоя, что предотвращает вынос песка и запыление воздуха цеха вредными для здоровья человека пылевидными частицами наполнителя (например, кварца). Установка или монтаж на верхнем торце экрана сетки, не пропускающей такие частицы при выходе газа, гарантирует предотвращение выноса пыли и потерю сыпучего наполнителя.

При отработке технологии в качестве коробчатого экрана применяли пустой контейнер для изготовления формы со средствами вакуумирования. Устанавливали такой контейнер вверх дном на литейную форму и при создании в ней псевдоожигения через средства вакуумирования удаляли избыток воздуха за пределы пустого контейнера при открытых отверстиях средств вакуумирования. Или этот пустой контейнер вакуумировали путем подключения этих средств к вакуумному насосу, обычно используемому для вакуумирования песчаных форм. Такие контейнеры обычно вакуумируют через сетчатые фильтры или металлорукава, что предотвращает выход пыли за пределы формы в закрытом экраном объеме без затрат на новую оснастку свободными от формовки контейнерами и позволяет одновременно ускоренно охлаждать несколько форм непосредственно на месте заливки без применения стендов и дополнительной перевозки форм.

Отливку в форме закрепляли известными способами, чтобы она не опустилась на дно формы, герметизировали стык экрана с формой резиновым уплотнением. Принудительная конвекция твердой дисперсной фазы в дисперсионной газовой среде сокращает в разы время охлаждения отливки до заданной температуры. Экран позволяет задействовать весь объем песка формы без его отбора из формы, с возвратом в многократный оборот при формовке. Интенсивное охлаждение на месте заливки металлом формы позволяет охлаждать отливки во время затвердевания, что расширяет диапазон его термической обработки непосредственно в песчаной форме с формированием заданной структуры металла, например, повышением степени перлита в графитизированных чугунах. С отливок в оболочковых формах часто при быстром охлаждении (расширении) отлетают оболочки, песчинки которых также приходят в движение. Подвижная песчаная среда действует на поверхность отливки подобно песчаной струе нередко без надобности последующей очистки, а трение нагретых песчинок между собой создает эффект термически-механической регенерации наполнителя, что даст экономию на очистных и регенерационных операциях.

Дорошенко В.С., Шинський І.О.

(ФТІМС НАН України, м. Київ)

**ПРО РОЗРОБКУ НАУКОВИХ ТА ТЕХНОЛОГІЧНИХ ЗАСАД КОНСТРУЮВАННЯ
ВИЛИВКІВ, ОПТИМАЛЬНИХ ПРОЦЕСІВ ЇХ ВИРОБНИЦТВА
І АВТОМАТИЗОВАНИХ МЕТОДІВ ПРОЕКТУВАННЯ**

Розробка наукових та технологічних засад для створення литих конструкцій із залізовуглецевих й кольорових сплавів, оптимальних процесів їх одержання і автоматизації проектування перш за все ґрунтується на аналізі бази даних наявних конструкцій та матеріалів. У процесі створення бази даних високоміцних залізовуглецевих та кольорових сплавів та бази даних литих конструкцій з монолітних чи армованих зазначених сплавів низької металоємності, в першу чергу для транспортних засобів (автомобілі, трактори, вагони), виконано аналіз найбільш поширеного литва із залізовуглецевих сплавів, зокрема, високоміцного чавуну (ВЧ), головним чином з огляду поєднання технологій виплавки таких сплавів з формуванням у вакуумовану піщану форму та за способами точного лиття. Таке поєднання процесів наближає лиття до нових технологій майбутнього (Future and Emerging Technologies), які відповідають зростанню вимог до якості, механічних і експлуатаційних властивостей металовиробів у машинобудуванні і вимагають розробки нових ефективних способів управління структуроутворенням при їх отриманні, так як саме структура матеріалу визначає його властивості.

Виконано аналіз зміни вмісту перліту (як найбільш поширеної високоміцної фази структури) по товщині стінки вилівка з ВЧ при литті в піщаних формах; процесу отримання ВЧ із застосуванням мідно-магнієвих лігатур (які сприяють утворенню перлітної матриці ВЧ), виплавлених в умовах ливарного цеху; впливу виду піщаних форм на точність і усадку виливків з ВЧ; зниження металоємності виливків шляхом отримання їх з високоміцних сплавів за разовими моделями, а також підвищення розмірної точності виливків з ВЧ і особливості кристалізації та прогнозування його властивостей при литті в форми, що вакуумуються. Серед інформації, залученої до бази даних, наведено приклади металозберігаючих і економічних ступінчастих ливниково-живильних систем для лиття за газифікованими і крижаними моделями.

У процесі адаптації комп'ютерних методів розрахунку з метою прогнозування експлуатаційних властивостей базових литих деталей для різних галузей машинобудування розглянуто нові способи фізичного моделювання та з застосуванням методів прикладної математики при виробництві корпусних, коробчастих виливків проведена ідентифікація такого типу литих деталей як оболонкових конструкцій, а також з використанням теорії мінімальних поверхонь, зокрема, на прикладі контейнерів підвищеної ємності (з ВЧ та полегшеними армованими стінками) для захоронення радіоактивних відходів.

При створенні бази даних технологічних процесів описано ливарні процеси із впливом на метал силового поля піщаної форми, яка вакуумується. А щодо технології ливарної форми з суміші зі зв'язником розроблено та описано способи створення тверднучих трифазних дисперсій в процесах піщаного формоутворення та проаналізовано можливості швидкоплинного струминного змішування піщаних сумішей, які тверднуть в контакт з оснащенням.

При занесенні до бази даних виконано аналіз ресурсозберігаючих технологій формування з застосуванням метастабільного стану крижаних моделей, формоутворювальних та зв'язувальних властивостей води в операціях піщаного формування, а також можливостей вживання матеріалів, які руйнуються після виконання своїх функцій в ресурсоефективних циклічних процесах. Розглянуто методи створення спрямованої пористості в разових моделях для полегшення їх видалення з форми. Постійно проводиться аналіз поточної технічної інформації про лиття металовиробів і піщаного формування із застосуванням 3D-принтерів як технологічних процесів майбутнього, які часто за якістю продукції слугують зразками, що змушують ливарників удосконалювати традиційні процеси лиття, конкуруючи з 3D-технологіями.

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

ПРЕДПОСЫЛКИ ПРИМЕНЕНИЯ АЦЕТАТА НАТРИЯ («HOT ICE») В КАЧЕСТВЕ МАТЕРИАЛА РАЗОВЫХ МОДЕЛЕЙ

Исследовали возможность применения ацетата натрия (АН), натриевой соли $C_2H_3O_2Na$ уксусной кислоты, как материала модели. В промышленности его получают через сухую перегонку древесины. АН недорог, нетоксичен и негорюч, хорошо растворим в воде и распространен в природе (в растительных и животных клетках, во многих фруктах и кисломолочной продукции). В пищевой добавке E262 его добавляют в консервы из овощей для смягчения вкуса уксуса, применяют в хлебобулочной промышленности, в быту – для химических грелок в составе «горячего льда» (hot ice). При нагреве тригидрата АН ($T_{пл} = 58\text{ }^\circ\text{C}$) до $100\text{ }^\circ\text{C}$ он становится жидкотекучим – растворяется в собственной кристаллизационной воде как водный раствор АН. При охлаждении этого раствора образуется пересыщенный раствор АН в воде. Его охлаждали до комнатной температуры без образования твёрдой фазы и заливали в пресс-форму с затравкой – кристаллами АН, в контакте с которыми пересыщенный раствор переходит в твёрдую фазу тригидрата АН. Процесс экзотермический с теплотой фазового перехода $264...289\text{ кДж/кг}$. В чашку Петри на кристаллики АН наливали струей пересыщенный раствор АН, жидкость сразу превращалась в белую массу как перевернутая «сосулька». На рис. 1 показаны (слева направо) кристаллы АН белого цвета, выращенная «сосулька» и модель восьмерки для испытаний.

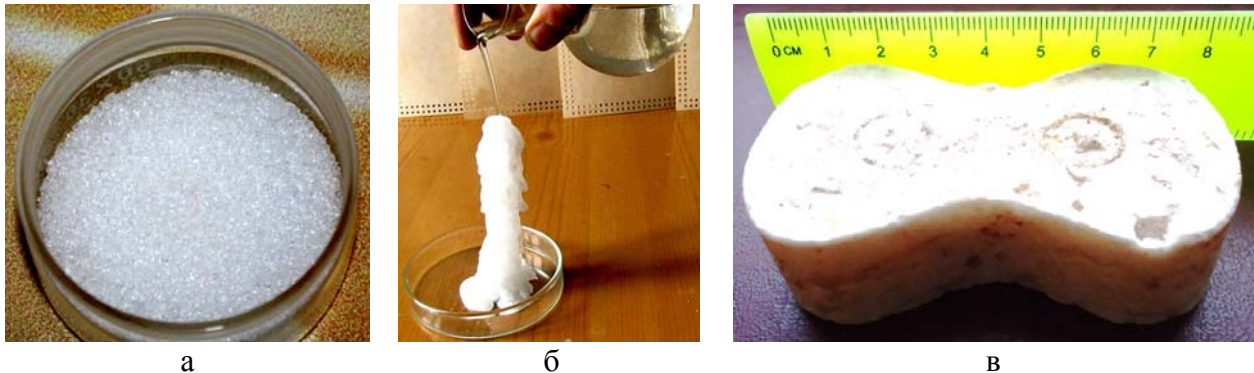


Рис. 1. Кристаллики АН (а), процесс кристаллизации АН (б) и модель восьмерки (в)

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

ФОРМООБРАЗУЮЩИЕ И СВЯЗУЮЩИЕ СВОЙСТВА ВОДЫ ПРИ ЛИТЬЕ ПО ЛЕДЯНЫМ МОДЕЛЯМ

Криотехнологии формовки разрабатываются для решения задач экологизации и снижения ресурсоемкости процессов точного литья. Способ литья по ледяным моделям (ЛЛМ) служит примером малоотходных процессов литья металла по разовым моделям без применения органических материалов в соответствии с идеей подражания циклическим природным процессам. При ЛЛМ агрегатные переходы воды: из жидкого в твердое состояние при замораживании ледяной модели (ЛМ), опять в жидкое состояние при плавлении ЛМ и удалении из литейной формы, а затем испарение влаги при сушке песчаной формы – в совокупности подобны кругообороту воды в природе. Развитие холодильной техники, сделавшее холод доступным в больших масштабах с широкими возможностями использования низких температур для различных процессов, включая агрегатные изменения вещества, дает толчок криотехнологии. Когда мы видим в продуктовых супермаркетах многометровые ряды морозильных шкафов и бонет с замороженными продуктами размерами от горошины до мясной туши, то это дает основание полагать, что таких же размеров и температуры ЛМ можно производить в цехе ЛЛМ.

Обычно на производство 1 т льда в блоках расходуется до 100 кВт·ч электроэнергии. Замораживание ЛМ на 1 т отливок развесом 1 кг из черных металлов требует до 50 кВт·ч электроэнергии. ЛМ состоит из воды на >95%. Способы получения оболочковой формы путем послойного нанесения на ЛМ порошкового покрытия или фильтрации расплава модели сквозь окружающую ее песчаную смесь с кристаллогидратами вовлекает в формовочные процессы два сравнительно новых физико-химических механизма. Порошковая краска (ПК) с добавками гипса и цемента, твердеющая на ЛМ в контакте с водой, удерживается на ЛМ поверхностным электростатическим зарядом, появляющимся на стенках ЛМ при 10...15 °С ниже нуля. Нанесение ПК (1...3 слоя) на ЛМ сопровождалось конденсацией пара из окружающего воздуха на поверхности охлажденного контактом с ЛМ слоя ПК (при температуре ниже точки росы). Ускоряли увлажнение слоев ПК повышением влажности воздуха – распылением у поверхности ПК аэрозоля в капельно-жидкой дисперсной фазе. Использовали связующие свойства воды для образования полутвердого покрытия при смачивании и схватывании в нем гипса и цемента. После формовки в контейнере с быстрой засыпкой и виброуплотнением вокруг ЛМ сухой песчаной смеси с добавкой порошков этих гидратационных вяжущих прочности полутвердого покрытия (в процессе твердения) было достаточно, чтобы удержать от обрушения сухую смесь при плавлении ЛМ и капиллярной фильтрации ее расплава в песчаную среду формы. Наличие гидратационных вяжущих вызывало процесс хемосорбции с образованием новой твердой фазы, связывающей сыпучую смесь на толщину фильтрации в ней расплава ЛМ. Таким образом, ЛМ, выполнив формообразующую функцию – перенесение конфигурации модели отливки на полость песчаной формы, расплавилась от тепла окружающей песчаной смеси, в виде фильтрата пропитала эту смесь и послужила реагентом для ее отверждения [1].

На рис. 1 показаны ЛМ и оболочки, выполненные во ФТИМС НАНУ.



Рис. 1. Ледяные модели и полученные по ним оболочки

Литература:

1. Дорошенко В. С. Самопроизвольные процессы, реализуемые в условиях градиентов термодинамических и физико-химических характеристик литейной формы // Металл и литье Украины, 2016. – №1. – С. 18...22.

Дорошенко В.С.

(ФТИМС НАН Украины, г. Киев)

О ПОДДЕРЖАНИИ БАЛАНСА ДАВЛЕНИЯ ГАЗА У СТЕНКИ ФОРМЫ ДЛЯ ОБЕСПЕЧЕНИЯ КАЧЕСТВА ОТЛИВОК ПРИ ЛГМ

Процесс литья по газифицируемым моделям (ЛГМ) из пенополистирола (ППС) по точности отливок близок к литью по выплавляемым моделям, а по экономичности сравним с литьем в сырые песчаные формы. Однако при литье в вакуумируемую форму из песка без связующего с моделью из ППС следует соблюдать рекомендуемую скорость заполнения металлом полости формы [1] (зависит от минимального проходного сечения питателя), а также поддерживать газодинамический баланс у поверхности полости формы

(градиент давления) [2]. Последнее условие обеспечивает необрушение песка при газификации модели, которая, кроме формообразования отливки, собой или своей краской выполняет функцию герметизатора песка вакуумируемой формы. При деструкции модели стенку формы герметизируют противопригарной краской низкой газопроницаемости (наносимой на модель и удерживаемой вакуумом на поверхности формы после деструкции модели) или залитым в форму металлом.

На рис. 1 показаны случаи брака от обрушения песка формы, а на рис. 2 – по причине попадания продуктов деструкции модели в поверхностные или внутренние слои стенки отливки. Осыпание песчаного «болвана» (рис. 1, а) произошло из-за недостаточного отсоса газов из «болвана» и быстрой заливки металла. Его устранили размещением в толще песка гибких вакуум-фильтров над местом осыпания, отрегулировали скорость заливки и нанесли дополнительный слой краски на модель в зоне осыпания. Осыпание у стояка с образованием «нароста» металла 1 (рис. 1, б) произошло из-за того, что он не был окрашен, а также по причине излишне массивной литниковой системы. Заливаемый металл удалил модель, до момента заполнения стояка его стенка оказалась без герметизации и обрушилась. Для предотвращения дефектов (рис. 2) от попадания продуктов деструкции модели в поверхностные и внутренние слои стенки отливки служат меры по вентиляции полости формы при снижении давления и свободного выхода продуктов деструкции за пределы полости формы.



1 – след на стояке от осыпания песка; 2 – бракованные от засора отливки; 3, 4 – годные отливки

Рис. 1. Примеры брака от обрушения песка формы в центре отливки (а) и у стояка (б)



Рис. 2. Дефекты от попадания продуктов деструкции модели в поверхностные (а) или внутренние слои стенки отливки (б)

Литература:

1. Шуляк В.С. Литьё по газифицируемым моделям. – СПб.: НПО «Профессионал», 2007. – 408 с.
2. Дорошенко В.С., Бердыев К.Х. Газодинамический баланс в песчаной форме при литье по газифицируемым моделям // Литье Украины, 2016. – № 4. – С. 20...24.

Дорошенко В.С.

(ФТИМС НАН України, г. Київ)

**СОЧЕТАНИЕ ЛИТЬЯ ПО РАЗОВЫМ МОДЕЛЯМ С ПРИМЕНЕНИЕМ
ВЫСОКОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ И ОПТИМИЗАЦИЕЙ ТОЛЩИН СТЕНОК
ОТЛИВКИ КАК МЕТОД МЕТАЛЛОСБЕРЕЖЕНИЯ**

Среди актуальных научно-практических задач литейного производства – уменьшение массы литых конструкций для изделий машиностроения, в первую очередь транспортных средств с учетом роста их эксплуатационного ресурса. Такие работы ведутся отделом проф. Шинского О. И. по теме «Разработка научных и технологических основ по созданию литых конструкций из железоуглеродистых и цветных сплавов, оптимальных процессов их получения и автоматизированных методов проектирования». Хотя известны рекомендации о выборе оптимальных свойств сплавов с учетом зависимостей прочности, пластичности и необходимости стремления к минимальной толщине стенок отливок, согласно графикам (рис. 1) [1, 2], эта проблема не рассмотрена в ракурсе металлосбережения при сочетании новейших процессов точного литья по разовым моделям с получением высокопрочных литейных сплавов.

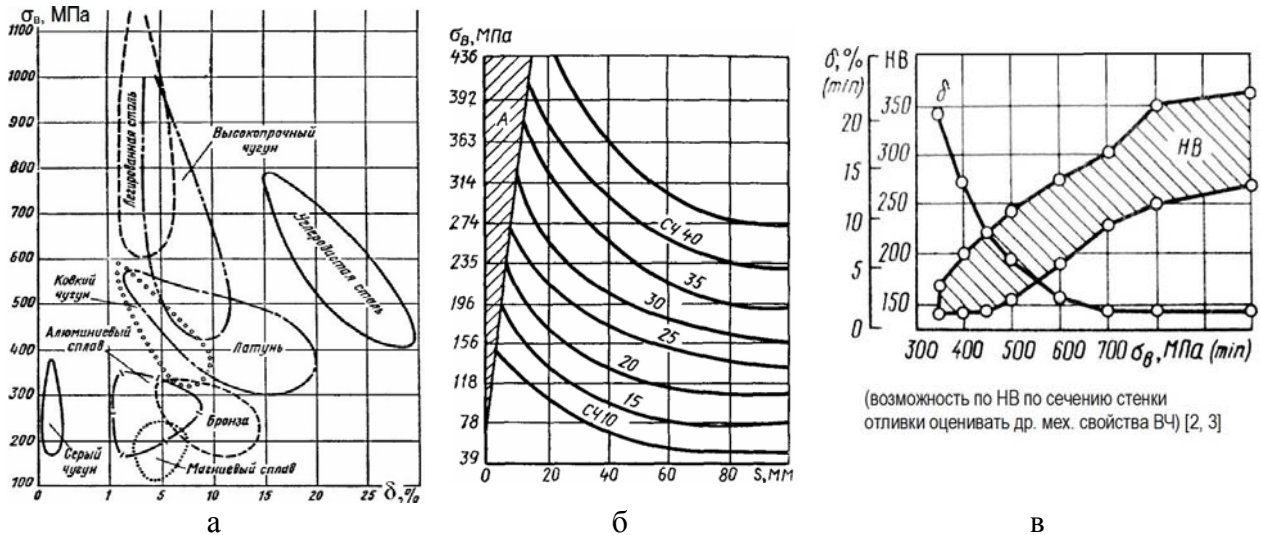


Рис. 1. Механические свойства литейных сплавов: а – прочность и пластичность сплавов; б – зависимость прочности серого чугуна от толщины стенки отливки, получаемой в песчаной форме (А – область отбела); в – взаимосвязь НВ и δ с σ_в для высокопрочного чугуна

Многофакторная проблема металлосбережения с учетом особенностей воздействия песчаной формы на структурообразование литой конструкции, а также новых способов литья рассматривается в работах [3...6]. В них показаны высокотехнологичные примеры следования современной инновационной тенденции металлосбережения. По этой теме отделом ФХЛП института ФТИМС НАН Украины проводится анализ параметрических признаков конструкций отливок и процессов их получения для уменьшения металлоемкости путем оптимизации литых конструкций и технологий формообразования при сопоставлении с базой данных высокопрочных материалов. Это позволит адаптировать компьютерные методы определения и прогнозирования эксплуатационных свойств базовых литых деталей для автоматизированных систем проектирования отливок малой металлоемкости с учетом технико-экономических показателей [6] нового класса литых конструкций малой металлоемкости.

Литература:

1. Коробко В. Н., Сычѳв М. М., Гринѳва С. И. Литьѳ в песчаные формы. – СПб.: СПбГТИ(ТУ), 2007. – 33 с.
2. Иванов В. Н. Словарь-справочник по литейному производству. – М.: Машиностроение, 1990. – 384 с.

3. Дорошенко В. С. Предложения по металлосбережению при литье высокопрочного чугуна в песчаных формах // *Металл и литье Украины*, 2016. – №2. – С. 28...35.
4. Дорошенко В. С. Способы и примеры оптимизации конструкций тонкостенных технических и декоративных отливок // *Металл и литье Украины*, 2016. – №3. – С. 28...36.
5. Дорошенко В. С. Примеры 3D-технологии в литейном производстве. Снижение металлоемкости отливок // *Литье и металлургия*, 2016. – №1. – С. 34...39.
6. Дорошенко В. С., Шинский В. О. Примеры расчетов технико-экономических показателей процессов литья по разовым моделям // *Процессы литья*, 2015.– №6. – С.35...47.

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

(НМетАУ, м. Дніпропетровськ)

ЗАСТОСУВАННЯ КОМПЛЕКСНОЇ ТЕХНОЛОГІЇ З МЕТОЮ ПІДВИЩЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ТА ТЕХНОЛОГІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ВИЛИВКІВ

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

Сучасний рівень машинобудівного виробництва вимагає застосування все більш стабільно якісного по багатьох параметрах металу заготовок. Відомо, що фізико-механічні властивості литого металу залежать від цілого ряду чинників різної значущості. Тому, розробка досить універсальних технологічних процесів, направлених на зниження непродуктивних втрат металу з одного боку, і на підвищення його якості – з іншого, незмінно є актуальним завданням технологів і дослідників.

До методів активної дії на формування структури злитків і виливків можна віднести як процеси, пов'язані з застосуванням тиску, введенням у розплав пружних коливань, дії концентрованими джерелами енергії, так і традиційне модифікування. При цьому, вказані процеси володіють, зокрема, певною технологічною специфікою, мають свої переваги і недоліки. Аналіз результатів теоретичних досліджень і практичних даних показує, що при використанні різних способів впливу на процес кристалізації в переважному числі випадків, як робочий варіант, розглядається тільки один вибраний технологічний процес. Мало відомостей про використання комбінацій відомих способів впливу на процес структуроутворення литого металу.

На кафедрі ливарного виробництва Національної металургійної академії України розроблена технологія газодинамічного впливу на розплав, який твердне в ливарній формі. Результати лабораторних досліджень і промислових випробувань показали підвищення механічних властивостей литого металу і зниження браку по шпаристості при виробництві виливків із вуглецевої сталі і алюмінієвих сплавів. Зокрема, при виробництві виливків деталей «Опорний наконечник стійки конвеєра», які виготовляються із сплаву АК5М способом лиття в кокіль, в порядок технологічних операцій виготовлення вилівка були включені наступні етапи: проведення рафінування (препарат DEGASAL T 200) і введення модифікатора в розплав (препарат EUTEKTAL T 200), введення в робочу порожнину форми пристрою для подачі газу оригінальної конструкції, витримка вилівка з пристроєм протягом заданого проміжку часу, подача газу (аргону) з вихідними показниками тиску 0,15...0,20 МПа, подальше нарощування тиску до 1,0...1,1 МПа і витримка під тиском до повного твердіння вилівка. В результаті впровадження вказаної технології скоротилася кількість браку вилівка по газоусадковим раковинам на 28%, збільшилися на 25% пластичні властивості литого металу, на 15...20% вдалося знизити кількість модифікатора, а також знизити температуру і час оброблення.

Отримані дані свідчать про перспективність комплексного застосування різних активних методів впливу на метал, який твердне, що дозволяють певною мірою компенсувати недоліки окремо взятого методу. Безперечний інтерес представляє проведення досліджень, спрямованих на визначення оптимальних режимів сумісного застосування процесів модифікування і твердіння сплаву в нерівноважних умовах, забезпечуваних тим або іншим способом зовнішнього фізичного впливу. При комплексному підході можливо ефективніше

подрібнити структурні складові і значно підвищити фізико-механічні властивості литого металу. Застосування комплексної технології газодинамічного впливу на розплав у ливарній формі та модифікування дозволяє добитися стійкого ефекту подрібнення кристалічної структури, зниження шпаристості, сприятливішого розподілу неметалевих вкраплень і підвищення механічних властивостей литого металу. Результати досліджень показали, що при використанні комплексної технології можливе зниження кількості застосованого модифікувального препарату, температури розплаву та часу оброблення його препаратом.

Дядюн К.В., Чебукина В.Ф.

(Херсонський політехнічний коледж, м. Херсон)

ПРОЦЕСС НАНЕСЕНИЯ ИОННО-ПЛАЗМЕННЫХ ПОКРЫТИЙ И СИСТЕМНЫЙ ПОДХОД К УПРАВЛЕНИЮ ПРОЦЕССОМ

Повышение стойкости режущих инструментов является одной из важнейших проблем современной металлообработки.

Однако далеко не всегда удается получить позитивный результат от применения покрытий. Это связано с тем, что, несмотря на широкое применение, механизм действия пленочного покрытия не до конца раскрыт, и, следовательно, пути его совершенствования и условия эффективного использования иногда определены неверно. Наиболее перспективным методом решения данной задачи является разработка и внедрение автоматизированных систем управления (АСК) процессом нанесения разнообразных покрытий на режущий инструмент. Следует отметить, что задача управления АСК процессом нанесения на рабочие поверхности инструмента ионно-плазменных покрытий нуждается в автоматизированных системах поддержки принятия решений. В наше время решение данной задачи основано на использовании метода конденсации в вакууме на поверхности изделия базового вещества, состоящего из плазменной фазы с ионной бомбардировкой (метод КИБ) [1, 2]. Однако этот метод имеет ряд недостатков, один из которых – снижение качества поверхности изделия как следствие неэффективного управления процессом нанесения ионно-плазменных покрытий, что может привести к неисправимому браку. Еще более усложняет проблему контроля качества нанесения покрытий подача нескольких газов-реагентов в камеру без предварительного смешивания. В такой ситуации оператор вообще не сможет руководить процессом нанесения покрытий, при этом альтернативные способы управления данным процессом еще не разработаны [3].

Устранение указанных недостатков требует разработки принципиально новой модели подачи нескольких газов и, как следствие, автоматизированной системы управления балансом подачи газов-реагентов в вакуумную камеру без участия человеческого фактора.

Анализ существующих технологий нанесения покрытий и факторов, влияющих на их качество, позволяет констатировать, что в ионно-плазменных технологиях имеется ряд существенных недостатков, возникающих при нанесении покрытий, а именно:

1) Отсутствие автоматизированных систем идентификации и контроля многофакторного процесса нанесения ионно-плазменных покрытий усложняет процесс его имитационного моделирования и, как следствие, приводит к запаздыванию принятия решений.

2) Отсутствие прогрессивных математических методов обработки параметров процесса нанесения ионно-плазменных покрытий приводит к неполному анализу данного процесса.

3) Отсутствие возможности управлять балансом подаваемых в вакуумную камеру нескольких газов-реагентов значительно снижает мобильность применения ионно-плазменных технологий.

Данные недостатки представляют проблему, которая не позволяет результативно управлять процессом подачи в вакуумную камеру нескольких газов-реагентов при нанесении ионно-плазменных покрытий методом КИБ. Поэтому разработка математической модели подачи нескольких газов для повышения качества нанесения ионно-плазменных покрытий является актуальной задачей.

Материалы и результаты исследований. Целью исследования является повышение эффективности ионно-плазменных технологий путем разработки и внедрения автоматизированной системы анализа и управления массовым балансом газов-реагентов в условиях подачи нескольких газов.

Для достижения данной цели необходимо решить следующие задачи:

1. Выполнить классификацию методов нанесения износостойких покрытий с помощью технологии КИБ, изучить проблемы автоматизации процесса нанесения ионно-плазменных покрытий в данной технологии.
2. Выбрать и обосновать критерии оценивания параметров подачи газов в технологии КИБ, а также методы контроля качества режущего инструмента с покрытием в производстве и эксплуатации.
3. Разработать математическую модель процесса нанесения покрытий на основе описания массового баланса для подачи нескольких газов в вакуумную камеру;
4. Выполнить структурный синтез автоматизированной системы управления балансом подаваемых в вакуумную камеру нескольких газов-реагентов в технологии нанесения ионно-плазменных покрытий.

Согласно цели исследования, построение динамической математической модели процесса нанесения покрытий на основе описания массового баланса для n_i в вакуумной камере в виде системы уравнений [4]:

$$\left\{ \begin{array}{l} \frac{dM_{(1)}}{d\tau} = m_{\text{под}(1)} + m_{\text{нат}(1)} - m_{\text{отс}(1)} - m_{\text{рх}(1)} \\ \frac{dM_{(2)}}{d\tau} = m_{\text{под}(2)} + m_{\text{нат}(2)} - m_{\text{отс}(2)} - m_{\text{рх}(2)} \\ \dots \\ \frac{dM_{(n_i)}}{d\tau} = m_{\text{под}(n_i)} + m_{\text{нат}(n_i)} - m_{\text{отс}(n_i)} - m_{\text{рх}(n_i)} \end{array} \right. , \quad (1)$$

где:

$M_{\text{газов}(1),(2),\dots,(n)}$ – масса n_i газов в вакуумной камере, кг;

$m_{\text{под}(1),(2),\dots,(n_i)}$ – приход газов за счет принудительной подачи их в камеру, кг/с;

$m_{\text{нат}(1),(2),\dots,(n_i)}$ – приход газов за счет натекания воздуха из атмосферы из-за негерметичности камеры, кг/с;

$m_{\text{отс}(1),(2),\dots,(n_i)}$ – расход газов за счет работы вакуумного насоса, кг/с;

$m_{\text{рх}(1),(2),\dots,(n_i)}$ – расход газов на химические реакции в камере, кг/с.

На этапе нанесения покрытия объем вакуумной камеры и температура газа-реагента в ней постоянные, исходя из чего, опишем систему уравнений на основании закона Менделеева-Клапейрона (2):

$$\left\{ \begin{array}{l} M_{(1)} = \frac{\mu_{(1)} V_k}{RT_k} \\ M_{(2)} = \frac{\mu_{(2)} V_k}{RT_k} \\ \dots \\ M_{(n_i)} = \frac{\mu_{(n_i)} V_k}{RT_k} \end{array} \right. , \quad (2)$$

где:

$\mu_{\text{газов}(1),(2),\dots,(n_i)}$ – молекулярная масса газов, поступающих в камеру;
 V_k – объем вакуумной камеры, м³;
 R – универсальная газовая постоянная ($R = 8,314$ Дж/г-моль·К), м³;
 T_k – температура газовой смеси в вакуумной камере, К;
 $P_{\text{газов}(1),(2),\dots,(n_i)}$ – парциальное давление газов Па.

В дифференциальной форме система уравнений примет вид (3):

$$\left\{ \begin{array}{l} \frac{dM_{(1)}}{d\tau} = \frac{\mu_{(1)}V_k}{RT_k} \cdot \frac{dP_{(1)}}{d\tau} \\ \frac{dM_{(2)}}{d\tau} = \frac{\mu_{(2)}V_k}{RT_k} \cdot \frac{dP_{(2)}}{d\tau} \\ \dots \\ \frac{dM_{(n_i)}}{d\tau} = \frac{\mu_{(n_i)}V_k}{RT_k} \cdot \frac{dP_{(n_i)}V_k}{RT_k} \end{array} \right. , \quad (3)$$

Решение данной системы уравнений позволит получить систему дифференциальных уравнений динамики изменения давления газов в вакуумной камере в процессе нанесения покрытия, а дальнейшее преобразование данной системы уравнений по Лапласу позволит выполнить структурный синтез автоматизированной системы управления балансом подаваемых в вакуумную камеру нескольких газов-реагентов в технологии нанесения ионно-плазменных покрытий.

Дифференциальное уравнение динамики изменения объёмов для двух газов (азота и углерода), поступающих в вакуумную камеру в процессе нанесения покрытия в виде:

$$\left\{ \begin{array}{l} \frac{\mu_{(C_2)}V_k}{RT_k} \cdot \frac{dV_{(C_2)}(\tau)}{d\tau} = -\frac{\mu_{(C_2)}V_n}{RT_k} P_{(C_2)}(\tau) + m_{\text{под}(C_2)}(\tau) - \frac{\mu_{(C_2)}}{\mu_{\text{матер}}} m_{\text{матер}}(\tau) + \frac{\mu_{(C_2)}H}{RT_k} \\ \frac{\mu_{(N_2)}V_k}{RT_k} \cdot \frac{dV_{(N_2)}(\tau)}{d\tau} = -\frac{\mu_{(N_2)}V_n}{RT_k} P_{(N_2)}(\tau) + m_{\text{под}(N_2)}(\tau) - \frac{\mu_{(N_2)}}{\mu_{\text{матер}}} m_{\text{матер}}(\tau) + \frac{\mu_{(N_2)}H}{RT_k} \end{array} \right. \quad (4)$$

Переходная функция зависимости выходного параметра V от управления $m_{\text{под}C_2}$ и возмущения m_{Ti} будет иметь вид:

$$\left\{ \begin{array}{l} a_{1(C_2)} \frac{dP_{(C_2)}(\tau)}{d\tau} = -a_{2(C_2)} P_{(C_2)}(\tau) + m_{\text{под}(C_2)}(\tau) - a_{3(C_2)} m_{\text{матер}}(\tau) + a_{4(C_2)} \\ a_{1(N_2)} \frac{dP_{(N_2)}(\tau)}{d\tau} = -a_{2(N_2)} P_{(N_2)}(\tau) + m_{\text{под}(N_2)}(\tau) - a_{3(N_2)} m_{\text{матер}}(\tau) + a_{4(N_2)} \end{array} \right. \quad (5)$$

Полагая в $m_{\text{под}C_2}(\tau) = \text{const}$ $m_{\text{под}N_2}(\tau) = \text{const}$ и $m_{Ti}(\tau) = \text{const}$, а также:

$$A_{N_2} = \frac{a_{2N_2}}{a_{1N_2}}; \quad B_{N_2} = \frac{m_{\text{под}N_2} - a_{3N_2} m_{Ti} + a_{4N_2}}{a_{1N_2}}, \quad (6)$$

$$A_{C_2} = \frac{a_{2C_2}}{a_{1C_2}}; \quad B_{C_2} = \frac{m_{\text{под}C_2} - a_{3C_2} m_{Ti} + a_{4C_2}}{a_{1C_2}} \quad (7)$$

преобразуем систему линейных дифференциальных уравнений к виду:

$$\begin{cases} \frac{dV_{(C_2)}(\tau)}{d\tau} + A_1 V_{(C_2)}(\tau) - B_1 = 0 \\ \frac{dV_{(N_2)}(\tau)}{d\tau} + A_2 V_{(N_2)}(\tau) - B_2 = 0 \end{cases} \quad (8)$$

$$V_{N_2}(0) = V_{N_2,0};$$

$$V_{C_2}(0) = V_{C_2,0}$$

$$\begin{cases} V_{(C_2)} = \left(V_{(C_2)0} - \frac{B_{(C_2)}}{A_{(C_2)}} \right) e^{-A\tau} + \frac{B_{(C_2)}}{A_{(C_2)}} \\ V_{(N_2)} = \left(V_{(N_2)0} - \frac{B_{(N_2)}}{A_{(N_2)}} \right) e^{-A\tau} + \frac{B_{(N_2)}}{A_{(N_2)}} \end{cases} \quad (9)$$

Программным решением для этой стадии процесса является постоянное значение объемов поступающих в вакуумную камеру газов $V_{(C_2)} = V_{(C_2),0}$, $V_{(N_2)} = V_{(N_2),0}$, а программным управлением – некоторое значение $m_{\text{под}N_2(\text{пр})}$, $m_{\text{под}C_2(\text{пр})}$, обеспечивающее заданное значение давления в статическом режиме.

Построим переходную функцию зависимости выходных параметров V_{C_2} и V_{N_2} от управления $m_{\text{под}N_2}$ и $m_{\text{под}C_2}$ и возмущения m_{Ti} . После преобразования по Лапласу [5] уравнение приобретает вид:

$$\begin{cases} Y(S)_{(C_2)} = U(S)_{(C_2)} \left(\frac{1}{(a_{1(C_2)}s + a_{2(C_2)})} \right) - Q(S)_{(C_2)} \left(\frac{a_{3(C_2)}}{(a_{1(C_2)}s + a_{2(C_2)})} \right) \\ Y(S)_{(N_2)} = U(S)_{(N_2)} \left(\frac{1}{(a_{1(N_2)}s + a_{2(N_2)})} \right) - Q(S)_{(N_2)} \left(\frac{a_{3(N_2)}}{(a_{1(N_2)}s + a_{2(N_2)})} \right) \end{cases} \quad (10)$$

В итоге передаточная функция по управлению для двух газов будет иметь вид:

$$\frac{Y(s)_{N_2}}{U(s)_{N_2}} = \frac{1}{(a_{1N_2}s + a_{2N_2})}; \quad (11)$$

$$\frac{Y(s)_{C_2}}{U(s)_{C_2}} = \frac{1}{(a_{1C_2}s + a_{2C_2})} \quad (12)$$

а по возмущению – вид для двух газов:

$$\frac{Y(s)_{C_2}}{Q(s)_{C_2}} = \frac{a_{3C_2}}{(a_{1C_2}s + a_{2C_2})}; \quad (13)$$

$$\frac{Y(s)_{N_2}}{Q(s)_{N_2}} = \frac{a_{3N_2}}{(a_{1N_2}s + a_{2N_2})} \quad (14)$$

Выводы. В результате проведенной работы было выполнено:

1. Выбраны и обоснованы критерии оценивания параметров подачи газов-реагентов в технологии КИБ.

2. На примере подачи в вакуумную камеру двух газов-реагентов предложена математическая модель процесса нанесения покрытий на основе описания массового баланса для подачи нескольких газов в вакуумную камеру.

Литература:

1. Верещака А.С., Третьяков И.П. Режущий инструмент с износостойкими покрытиями. [Текст] – М.: Машиностроение, 1986. – 191 с.

2. Аникеев А.И., Аникин В.Н., Торопченков В.С. Пути повышения работоспособности режущего инструмента за счет нанесения износостойких покрытий / Современный твердосплавный инструмент и рациональное его использование. [Текст] – Л.: ЛДНТП, 1980. – С. 40...44.

3. Тонконогий В.М. Управление подачей газа-реагента при нанесении ионно-плазменных покрытий с прогнозированием негерметичности вакуумных установок // Холодильная техника и технология. [Текст], 2004. – № 3(89). – С. 70...73

4. Дытнерский Ю.И. Процессы и аппараты химической технологии. [Текст] – М.: Химия, 1995. – Т. 1, 2.

5. Диткин В.А., Прудников А.П. Справочник по операционному исчислению. [Текст] – М.: Высшая школа, 1965. – 467 с.

Жбанова О.М., Хомовська А.О.

(ДВНЗ «КНУ», м. Кривий Різ)

ПОКРАЩЕННЯ КОНСТРУКЦІЇ ЛИТОГО КОНТЕЙНЕРА ДЛЯ ЗБЕРІГАННЯ ВІДХОДІВ

E-mail: lutvo.metalov@gmail.com

На сьогоднішній день існує проблема утилізації радіоактивних відходів та відпрацьованого ядерного палива, що реально постала перед людством. Зберігання таких відходів в основному здійснюють у металевих контейнерах [1].

Аналіз відомих аналогів контейнерів для зберігання відходів виявив ряд недоліків у їх конструкціях. Так, металеві контейнери схильні до активної корозії (навіть при виготовленні їх корпусів з неіржавкої сталі), а при тривалому зберіганні радіоактивних матеріалів у них метал корпусу неминуче стає джерелом вторинного рентгенівського випромінювання. Але залізобетонні та кам'яні контейнери істотно відрізняються від металевих великою вагою і низькою ударною міцністю, що призводить до високої вартості перевезення і певних труднощів при їх експлуатації [2].

Для підвищення експлуатаційної стійкості і довговічності агрегатів, механізмів та їх вузлів, які працюють в умовах абразивного зносу і хімічної корозії, важливе значення має створення і впровадження нових матеріалів і виробів, які перевершують за своїми властивостями інші відомі матеріали і в першу чергу чорні і кольорові метали. Необхідність у таких матеріалах викликана також тією обставиною, що в сучасній промисловості обладнання працює у складних умовах при високих температурах і тиску і підвищеному впливі агресивних середовищ.

В статті пропонується використовувати кам'яне лиття для виготовлення контейнерів, які використовуватимуться для зберігання відходів. Серед нових синтетичних матеріалів найбільш ефективним заміном металів є кам'яне лиття, яке має високу хімічну стійкість, абразивний знос і хороші діелектричні властивості. Кам'янолітні вироби більш

довговічні, ніж металеві. Крім того, при їх використанні підвищується гігієна праці і загальна культура виробництва.

В основу запропонованої технології поставлена задача удосконалити контейнер шляхом використання для його виготовлення матеріали з низькими показниками водопоглинання і високими антикорозійними властивостями з одночасним поліпшенням конструкції, за рахунок чого буде підвищена надійність і знижена його вартість.

У нашій країні є сприятливі умови для успішного розвитку каменеливарного виробництва. У багатьох районах країни є високоякісна сировина у вигляді гірських порід: базальтів, діабазів, гранітів, амфіболітів, сиенітів та ін., а також металургійних шлаків. У більшості цих районів є достатня енергетична база. На базі зазначених сировинних ресурсів і енергетичних джерел у даний час проектуються і будуються нові каменеливарні підприємства.

Для вирішення проблеми експлуатації контейнера для тривалого захоронення шкідливих відходів пропонується заміна металевого контейнера на кам'яний.

Література:

1. Материалы Международной научно-практической конференции «Литье-2013» и «Металлургия-2013». – Запорожье, 2013.

2. Єпішев М. В. Розробка раціональних складів шлакоутворюючих сумішей на основі вторинних відходів для безперервного розливання слябів з підвищеною швидкістю: автореф. дис. на здобуття наук. ступ. канд. техн. наук: спец. 05.16.02 «Металургія чорних і кольорових металів та спеціальних сплавів» / М.В. Єпішев. – Маріуполь, 2009. – 20 с.

Жижкина Н.А., Илюшкин Д.А., Зенцова Е.А.

(БГТУ, г. Брянск)

КОМПЬЮТЕРНЫЙ АНАЛИЗ ФОРМИРОВАНИЯ ВАЛКОВОЙ ОТЛИВКИ

Современные методы моделирования литейных процессов позволяют анализировать процессы заполнения полости формы; определять усадку, место образования горячих трещин, пористость и коробление в изделии; оценить микроструктуру отливки и возникновения напряжений в ней и металлической оснастке; другое. Вместе с тем центробежное литье массивных валков с рабочим слоем из высоколегированного чугуна представляет собой сложный технологический процесс, состоящий из явлений тепло-, массопереноса, фазовых и химических превращений, одновременно протекающих в поле действия центробежных сил, что усложняет процесс моделирования.

Для прогнозирования процесса получения валковой отливки предложена компьютерная модель заполнения формы (поток жидкости) и затвердевания (поток тепла) отливки. Модель учитывает такие параметры, как: химический состав высоколегированного чугуна, его теплофизические и термодинамические характеристики; теплофизические характеристики материалов изложницы и термическое сопротивление ее теплоизоляционного покрытия; режимы заливки и вращения изложницы. Отличительной особенностью модели являются сложные режимы заливки и вращения литейной формы, определяющие послонный характер формирования структуры валковой отливки. При этом особое внимание уделено процессу распределения жидкого металла рабочего слоя вдоль внутренней поверхности вращающейся формы, поскольку его формирование определяет эффективность работы листопрокатного валка (рис. 1).

Компьютерный анализ процесса формирования отливки при различных технологических параметрах показал, что увеличение расстояния между вершиной параболоида вращения и исследуемым участком металла повышает равномерность рабочего слоя вдоль бочки валка, а, следовательно, его эксплуатационные характеристики.

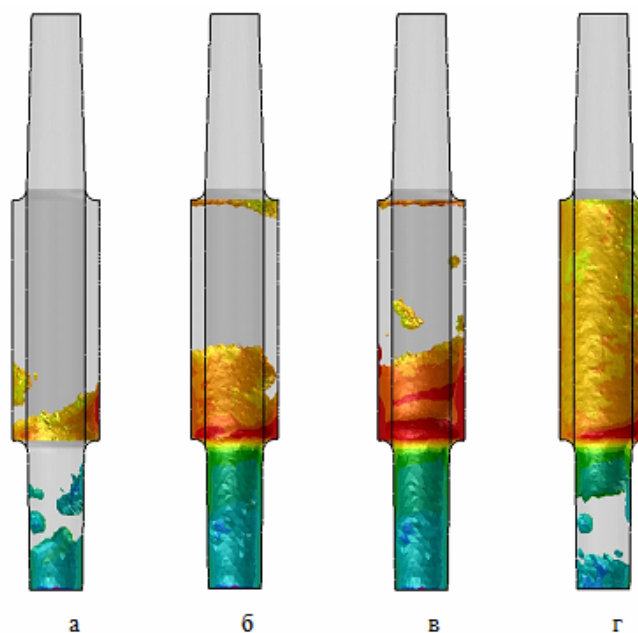


Рис. 1. Гидродинамика заповнення валкової форми расплавом робочого слоя: а – в начале заливки ($t = 7,9$ с); б, в – в процессе заливки ($t = 19,7$ с и $t = 27,9$ с соответственно); г – в конце заливки ($t = 35,8$ с)

Затуловский А.С.

(ФТИМС НАН Украины, г. Киев)

ЦЕНТРОБЕЖНОЕ ЛИТЬЕ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ, АРМИРОВАННЫХ ПРОДУКТАМИ РЕЦИКЛИНГА

Широкое промышленное применение находят литые композиционные материалы (ЛКМ) на алюминиевой основе как конструкционные и функциональные сплавы. Преимущества их состоят в том, что они обладают высокой удельной прочностью, износостойкостью, а также некоторыми другими повышенными физико-механическими свойствами. ЛКМ получают с помощью технологий твердо-жидкофазного совмещения (пропитки, специальных методов литья). Центробежное литье – уникальный способ создания заготовок деталей со слоистой градиентной структурой, у которых за счет направленного осаждения частиц в жидкометаллической суспензии могут быть организованы поверхностные зоны (слои) с повышенной концентрацией армирующих частиц [1...3]. Получение композитов методом центробежного литья с горизонтальной осью вращения дает возможность получать заготовки с дифференцированным распределением армирующих элементов по сечению отливки, благодаря одновременному заполнению металлом формы по всей длине отливки и отсутствию оседания частиц. Полученные детали имеют армированную наружную или внутреннюю поверхность (зону), в зависимости от соотношения плотности частиц и матричного сплава [4].

Для определения рациональных составов композитов на основе алюминия и выбора наиболее рациональных наполнителей был проведен расчет траектории движения различных армирующих частиц с различной плотностью при получении композитных заготовок методом центробежного литья. Установлено, что частицы бронзовой стружки, имеющие наибольшую плотность ($\rho = 8820$ кг/м³) достигнут области наружной поверхности гораздо быстрее, чем частицы карбида кремния ($\rho = 3200$ кг/м³) и каменного литья ($\rho = 3000$ кг/м³), имеющие более низкую плотность, а частицы алюмосиликата ($\rho = 2000$ кг/м³) будут оттесняться к внутренней поверхности отливки. В результате этого воздействия композиционные материалы, армированные бронзовой стружкой, будут иметь более плотный наружный слой, т. к. процесс пропитки будет происходить более полно.

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

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

Литература:

1. Гусев С.С., Лобков Д.Н., Казачков С.С. Использование методов центробежного литья для получения изделий из композиционных материалов с упрочненной поверхностью // *Материаловедение*, 1999. – №5. – С. 50...53.
2. Эскин Г.И. и др. Устранение структурной неоднородности композитов на основе алюминиевых сплавов с целью повышения их качества // *Литейное производство*, 2001. – №9. – С. 2...8.
3. A. Dolata-Grosz и др. Struktura strefowa kompozitow AK12-Al₂O₃-AK12-SiC kształtowana w Prozesie odlewania odsrod kowedo // *Kompozyty*, 2002. – №5. – С. 305...308.
4. J. Braszczynski. Lite kompozitni materially s kovovou matrici // *Slevarcnstvi*, 2004. – №6. – С. 209...212.

Захарченко А.В.

(Университет «Украина», г. Киев)

МОНИТОРИНГ СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЁВ ТРИБОСОПРЯЖЕНИЙ

Актуальность проблемы исследования и контроля физико-механических свойств материалов вблизи поверхности и в технологических приповерхностных слоях (ПС) обусловлена тем обстоятельством, что с контактным взаимодействием и контактной деформацией связаны почти все современные методы обработки, упрочнения и твёрдофазного соединения материалов, а также процессы трения и изнашивания. Среди способов, предлагаемых для исследования ПС материалов, надо отметить испытания на микротвёрдость методами непрерывного вдавливания (индентор движется по нормали к поверхности) и сканирования (индентор движется по касательной к поверхности) алмазным индентором, металлографии и топографии.

Существующие приборы не позволяют проводить испытания материалов в реальном масштабе времени, в режиме мониторинга, что значительно снижает производительность и информативность, увеличивает погрешность, связанную с субъективными факторами. Всегда существовала потребность в разработке настольной конструкции прибора, работающего в режиме мониторинга и обладающего бесконтактным нагрузителем и датчиками перемещения индентора. В 1987 году И.М. Закиевым под руководством проф. В.В. Запорожца был изготовлен первый настольный аналоговый вариант прибора серии «Микрон-гамма» на базе серийного микротвердомера ПМТ-3. В настоящей работе использовалась последняя модификация прибора «Микрон-гамма-9» с широкими функциональными возможностями.

Метод непрерывного вдавливания индентора по принципиально новой схеме испытаний по глубине отпечатка существенно расширяет получаемую информацию. Ра-

нее практика показала ограниченность схемы испытаний по диагонали отпечатка. Но метод не позволяет провести комплексную оценку состояния ПС. В связи с этим значительный интерес представляет анализ динамических эффектов контактного взаимодействия разработанным трибоспектральным (склерометрии) методом. Эффект изменения динамических характеристик фрикционного контакта был отмечен В.В. Запорожцем.

Трибоспектральный метод микромеханических испытаний, разработанный и внедрённый в 1960-х гг. в лаборатории КИИГА под руководством проф. В.В. Запорожца, базируется на непрерывной регистрации двух составляющих сопротивления движению индентора по поверхности с заданной нагрузкой. Выбор склерометрии основан на качественном подобии напряжённо-деформированного состояния и масштабного уровня повреждений при трении и деформации поверхности индентором.

Метод металлографии позволяет производить: количественный анализ изображения; анализ неметаллических включений; анализ пористости; анализ зёрновой структуры; фазовый анализ; регистрацию в динамике процессов разрушения и трещинообразования; построение трёхмерной яркостной модели поверхности; прицельный «укол» в необходимом месте поверхности, при этом наблюдая за изображением на экране монитора.

Метод топографии основан на сканировании поверхности индентором при минимальной нагрузке (около 0,1 г) с последующей обработкой профилограмм и позволяет регистрировать параметры шероховатости поверхности; строить трёхмерный профиль поверхности.

Максимально на экран монитора за один сеанс можно выводить 16 диаграмм внедрения, которые в автоматизированном режиме можно сглаживать, усреднять, аппроксимировать, сдвигать, вычитать и сравнивать с теоретической кривой нагружения. Для пользователя предусмотрена возможность введения разработанным математическим редактором формул расчёта параметров индентирования и построения графиков, полученных на основании собственных разработок. Такой подход предусматривает гибкость прибора «Микрон-гамма-9» как нового инструмента для исследования физико-механических свойств материалов.

Зеленый Б.Г.

(ФТИМС НАН Украины, г. Киев)

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОВРЕМЕННОЙ ОБРАБОТКИ И МОДИФИЦИРОВАНИЯ НА ГАЗОНАСЫЩЕННОСТЬ ЧУГУНА

Степень газонасыщенности сплава оказывает существенное влияние на его затвердевание и структурообразование, что приводит к изменению физико-механических и эксплуатационных свойств отливок. При выплавке чугуна на основе стальных отходов весьма существенное влияние на содержание газов оказывает окисленность и загрязнённость металлоотходов (стальной высежки, стружки и др.), интенсивность перемешивания расплава в ванне печи, состав карбюризатора, температурно-временные режимы плавки и перегрева. Общее газосодержание чугуна, выплавленного из металлоотходов, соизмеримо с газосодержанием чугуна, выплавленного из традиционных шихтовых материалов, однако абсолютное количество отдельных газов различно: в чугуне, полученном из металлоотходов, в 1,5...2,0 раза меньше кислорода и относительно больше азота и водорода.

Исследовали влияние температуры и времени выдержки расплава, количества и состава ферросплавов и комплексных модификаторов на изменение содержания кислорода и азота в чугуне при плавке в индукционной печи высокой частоты ИСТ-06 и дуговой печи ДСП-1,5 с основной футеровкой. Для сфероидизирующего модифицирования применяли модификаторы ЖКМК2, ЖКМК2Р, а также модификаторы, содержащие в своем составе легирующие элементы (V, Mo, Ni, Ba).

Пробы для газового аналізу отбирали из исходного чугуна, в процессе его изотермической выдержки (от 5 до 35 мин) и чугуна после модифицирования. Содержание газов определяли на установках производства фирм «Бальцерс» и «Хиреус», анализаторе ТС-500 фирмы LECO.

Значительное изменение содержания газов в расплаве наблюдали при его изотермической выдержке в индукционной печи. Выдержка расплава в течение 35 мин при температуре 1400 °С привела к снижению содержания кислорода в чугуне на 20,2% и азота на 25,3%. Повышение температуры изотермической выдержки с 1400 °С до 1450 °С позволило увеличить дегазацию расплава в 1,5 раза по кислороду и 1,7 раза по азоту при одной и той же длительности выдержки (35 мин). Доводка химического состава исходного чугуна после науглераживания по содержанию кремния присадкой в расплав ферросилиция ФС75 повышает содержание кислорода в чугуне в 1,3...1,8 раза и почти не сказывается на газонасыщенности его азотом. Использование для этих целей силикокальция СК30 снижает содержание кислорода в 2,0...3,0 раза и азота в 1,4...1,6 раза.

Обработка чугуна, выплавленного на основе стальных отходов, сфероидизирующими модификаторами, содержащими кальций, магний, РЗМ, кремний, позволяет значительно уменьшить содержание газов. При расходе 3,0% модификатора снижение содержания кислорода составило 72,1%, азота – 65,7%. Обработка жидкого чугуна модификатором ЖКМК2Р, содержащим в своем составе 1,57% РЗМ, способствовала более глубокой дегазации расплава. Степень дегазации по кислороду составила 83,8%, по азоту 71,8% при таком же расходе модификатора.

Обработка чугуна модификатором ЖКМК уменьшает содержание газов в чугуне более, чем на 70%. Введение в состав модификаторов, в том числе содержащих легирующие элементы, редкоземельных металлов (цериевой группы) привело к усилению их раскисляющей способности. При этом обнаружили снижение содержания кислорода до 86,1%, а азота до 73%. Модифицирование чугуна комплексными лигатурами, содержащими легирующие элементы, уменьшает их дегазирующую способность на 13...15%, по сравнению с модификатором ЖКМК, что может быть вызвано увеличением растворимости газов (особенно азота) в легирующих элементах.

Золотоверх В.А.¹, Микитчик А.В.², Рудой Ю.Е.²

(¹НТУУ «КПІ», м. Київ; ²МЦ ЕПТ ІЕЗ ім. Є.О. Патона, м. Київ)

ДОСЛІДЖЕННЯ СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ ДИФУЗІЙНОГО БАР'ЄРНОГО ШАРУ В ЖАРОСТІЙКОМУ ПОКРИТТІ NiAl, ОТРИМАНОМУ ПО ОДНОСТАДІЙНІЙ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВІЙ ТЕХНОЛОГІЇ

Для захисту високотемпературних деталей сучасних газотурбінних двигунів (ГТД), виготовлених із жароміцних сплавів, широко застосовуються жаростійкі покриття. Постійне підвищення робочої температури ГТД вимагає розробки жаростійких покриттів з підвищеним ресурсом. Довговічність покриттів залежить від термічної стабільності системи покриття-підкладка. За високої температури матеріал покриття деградує за рахунок взаємодифузії основних хімічних елементів між підкладкою і покриттям. Оптимальним рішенням проблеми зменшення взаємодифузії є нанесення бар'єрного шару на межі жароміцного сплаву з жаростійким покриттям.

Бар'єрний шар (як правило, з карбідів, боридів, нітридів або металів, таких, як хром, рутеній чи платина) наносять в окремому технологічному процесі перед осадженням жаростійкого покриття. Але доцільно об'єднати ці процеси в одному технологічному циклі.

Жаростійкі покриття на основі β -NiAl та бар'єрного шару хрому на межі з жароміцним сплавом ЭП-99 (ХН50МВКТЮР) наносились методом електронно-променевого випаровування та конденсації у вакуумі за один технологічний цикл. Мікроструктуру отриманих покриттів, а також їх товщину вивчали за допомогою растрового електронного мікроскопа

Tescan Vega 3. Хімічний склад оцінювали за допомогою енергодисперсійної приставки INCA-200 до сканувального електронного мікроскопу CamScan 4D.

Структура жаростійкого покриття β -NiAl без бар'єрного шару та з бар'єрним шаром після відпалу протягом 2 год у вакуумі при температурі 1080 °C показана на рис. 1, а та рис. 1, б відповідно. Розподіл елементів на межі між дифузійною зоною та β -NiAl наведено на рис. 2. Характерний для бар'єрного шару пік хрому зображений на рис. 2, б.

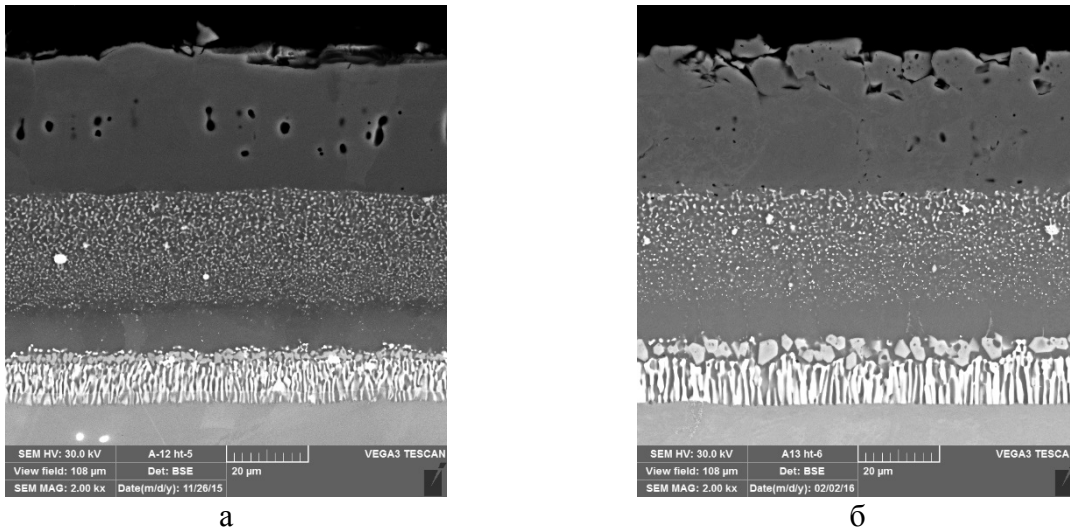


Рис. 1. Структура жаростійкого покриття β -NiAl після ТО: а – без бар'єрного шару; б – з бар'єрним шаром на основі хрому

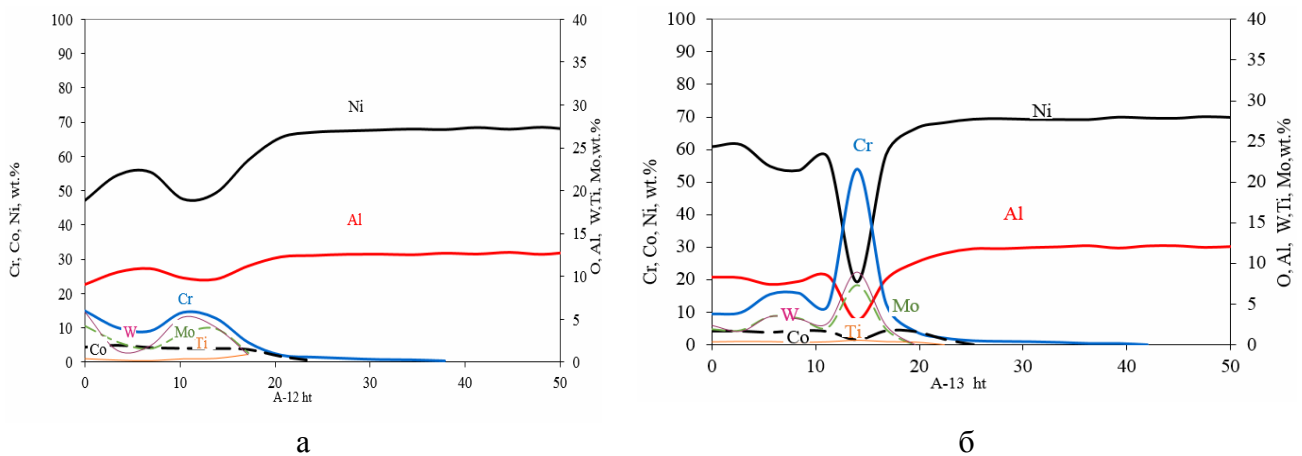


Рис. 2. Розподіл елементів жаростійкого покриття β -NiAl після ТО: а – без бар'єрного шару; б – з бар'єрним шаром на основі хрому

У вихідному стані товщина дифузійної зони покриття з додатковим бар'єрним шаром на основі хрому є меншою і становить 25 мкм у порівнянні з дифузійною зоною покриття без бар'єрного шару, яка складає 35 мкм. Після термооброблення у дифузійній зоні, біля поверхні жароміцного сплаву, утворюються бар'єрний шар карбідів хрому, мікротвердість яких знаходиться на рівні 10 ГПа. Нанесення додаткового шару хрому сповільнює дифузію алюмінію з покриття в жароміцний сплав.

На підставі наведених результатів показана можливість ефективного формування бар'єрних шарів методом електронно-променевого випаровування і конденсації у вакуумі.

Идрис Г.Г., Акимов О.В., Марченко А.П.
(НТУ «ХПИ», г. Харьков)

КОМПЛЕКСНОЕ КОМПЬЮТЕРНО-ИНТЕГРИРОВАННОЕ ПРОЕКТИРОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ЛИТЬЯ ПОРШНЕЙ

Работа посвящена исследованиям в области создания технологии с применением компьютерно-интегрированного проектирования литых поршней с воспламенением топлива от сжатия, с комплексным применением моделирования параметров литья, с учетом их влияния на размеры газоусадочных дефектов, наличие которых существенно влияет на качество и прочностную надежность отливок.

Поскольку современные методы проектирования литых поршней дизельных двигателей являются весьма эффективными, то при разработке и совершенствовании способов изготовления поршней оценка влияния технологических факторов литья на их качество требует уточнения и является весьма актуальной научной и практической задачей [1].

Для достижения поставленной цели необходимо разработать метод определения мест расположения и размеров газоусадочных дефектов в литом поршне с использованием компьютерно-интегрированного моделирования литейных процессов и экспериментальных исследований на производстве.

Для выявления мест образования дефектов газоусадочного характера, определения их расположения и предположительного размера, а также для анализа процесса фазового перехода при охлаждении отливки поршня в форме производилось моделирование литейных процессов, протекающих при изготовлении литых поршней.

В качестве инструментария для инженерного моделирования процесса литья поршней была выбрана ИКС LVM Flow 2.91 (владелец лицензии – ПАО «АВТРАМАТ»). Создание 3D-модели выполнялось с учетом требований, предъявляемых к отливкам, получаемым в кокиле с применением возможностей программ Solid Works и LVM Flow.

Моделирование отливки в программе LVM Flow показало, что литниковые системы, существующие ранее, работают неэффективно, так как препятствуют созданию направленной кристаллизации в отливке.

Трехмерная модель отливки с нанесенными на нее элементами литниково-питающей системы использовалась для моделирования процессов, протекающих в литейной форме при ее заливке и охлаждении металла.

Для разработки метода определения мест расположения и размеров дефектов в литом поршне с воспламенением топлива от сжатия было выполнено моделирование охлаждения отливки, мест расположения и размеров литейных дефектов.

Моделирование охлаждения отливки и анализ динамики охлаждения отливки позволили определить места возможного появления дефектов газоусадочного характера. Из результатов инженерного моделирования тепловых и гидродинамических процессов литья поршней ДВС следует, что дефекты газоусадочного характера могут являться концентраторами усталостного разрушения в конструктивных элементах детали, а значит, могут оказать влияние на прочностную надежность в процессе эксплуатации.

Места расположения и размеры газоусадочных дефектов, выявленные в результате экспериментального исследования, подтверждают результаты компьютерно-интегрированного моделирования. Совместное решение задач моделирования и экспериментального исследования на производстве позволяет наиболее точно спрогнозировать образование газоусадочных дефектов при литье поршней. Таким образом, можно утверждать, что в процессе исследований разработан метод определения мест расположения и размеров газоусадочных дефектов в литом поршне с воспламенением топлива от сжатия.

Литература:

1. Таран С. Б. Концепция модульного конструкторско-технологического проектирования чугуновых поршней дизельных ДВС / С.Б. Таран, О.В. Акимов, А.П. Марченко и др. // Известия высших учебных заведений. Машиностроение, 2013. – №. 9. – С.75...79.

Исаева Л.Е.

(НМетАУ, г. Днепропетровск)

ИССЛЕДОВАНИЕ УСЛОВИЙ ОБРАЗОВАНИЯ НИТРИДНЫХ ФАЗ В КАВИТАЦИОННОСТОЙКИХ СТАЛЯХ АУСТЕНИТНОГО КЛАССА

При производстве запорно-регулирующих деталей трубопроводной арматуры в отечественной практике основным конструкционным материалом остается аустенитная нержавеющая сталь марки 08X18H10T. Однако, по уровню прочностных характеристик, стойкости в условиях кавитационного воздействия потока среды, задирания поверхности контакта эта сталь уже не удовлетворяет и сдерживает прогресс в повышении рабочих параметров оборудования, его надежности и долговечности в эксплуатации. Кроме того, существенным недостатком аустенитной хромоникелевой стали является необходимость легирования дорогостоящим и дефицитным никелем.

Более экономичным легированием является введение марганца и азота. Однако, одной из основных причин невостребованности технологии легирования азотом, марганцем и нитридообразующими элементами для разработки коррозионно- и кавитационностойких сталей является отсутствие глубоких научно-технологических исследований в области структурообразования, распределения азота между твердым раствором и выделяющимися нитридными фазами при технологических переделах сталей (горячей и холодной деформации) и в процессе микроударного воздействия среды в условиях кавитации.

Для решения существующей проблемы в настоящей работе, для изучения условий образования упрочняющих нитридных фаз в качестве объекта исследования была выбрана легирующая система – 17X15Г19АФ.

Исследуемые фазы выделяли с помощью электрохимического метода растворения металлической основы образцов. Нитридные и карбонидные фазы в виде анодного осадка выделяли из стали, т.к. их окислительные потенциалы в данном электролите были больше потенциала металлической основы. Выделенные включения идентифицировали рентгеноструктурным и химическими методами (табл. 1).

Таблица 1 – Количество неметаллических фаз в гомогенизированной (1200 °С – 2 ч – вода) стали в зависимости от температуры изотермической обработки

Обозначение образцов	Режим изотермической обработки		Массовая доля неметаллических фаз, %				
	температура, °С	продолжительность, ч	VN	Cr ₂ N ¹	Cr ₂₃ C ₆	MnN	AlN ² (с Al от Al ₂ O ₃)
К.1	1200	2	0,008	–	–	–	0,015
К.2	1100	4	0,013	–	0,084	–	0,042
К.3	1000	6	0,083	0,008	0,104	–	0,035
К.4	900	10	0,092	0,049	0,209	–	0,044
К.5	800	20	0,179	0,055	0,213	0,044	0,100
К.6	700	30	0,180	0,050	0,248	0,043	0,027

Примечания:

1. В таблицу не включены данные о CrN и Cr₂(CN).
2. Содержание AlN рассчитано с учетом Al, входящего в состав Al₂O₃, образовавшегося в расплаве, и количество которого не изменяется при термической обработке.

Результаты фазового анализа выделенных соединений показали, что в исследуемой стали при высокотемпературной изотермической обработке нитридообразование произошло в очень незначительной степени.

По расчету содержания элементов в осадках, данным рентгеноструктурного анализа осадков и литературным данным о возможных неметаллических фазах в Cr-Mn-V-N аустенитных сталях определили фазовый состав стали и его изменение в зависимости от температуры изотермической обработки.

Полученные результаты показывают, что азот практически связывается только с ванадием. Массовая доля нитридов ванадия при температуре старения 700 °С достигает 0,18%, что составляет 44% от теоретически возможного их количества в случае полного связывания ванадия стали в нитриды. При старении при 700 °С наиболее полно достигаются условия дисперсного нитридванадиевого упрочнения аустенитной матрицы.

В работе впервые установлена температура отжига 700 °С, которая обеспечивает возможность образования наибольшего количества дисперсионноупрочняющих нитридов. Она обеспечивает для стали марки 17X15Г19АФ оптимальные условия получения кавитационной стойкости.

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

БУДОВА ГРАФІТОВИХ ВКРАПЛЕНЬ У ВИСОКОМІЦНИХ ЧАВУНАХ

E-mail: ivanov@zntu.edu.ua

За історично сформованими уявленнями будова вкраплень кулястого графіту у високоміцних чавунах є секторіально-пірамідальною. За цією схемою елементарні кристали графіту витягнуті у радіальному напрямку у вигляді пірамід або конусів, основу яких складають гексагональні базові площини кристалічної ґратки, які співпадають з поверхнею вкраплення, а вершини сходяться у центрі, являючи таким чином сукупність перистих кристалів, променисто спрямованих із центру. Пізніше був запропонований гелікоїдальний механізм зростання гексагональних пірамід або конусів за гвинтовими дислокаціями. Але до сьогодні будова вкраплень графіту у високоміцних чавунах викликає багато питань та суперечок науковців. Розширення дослідної бази та застосування нових методів дослідження графітових вкраплень у чавунах надасть нові відомості про їх будову та механізм утворення.

Вивчали вкраплення графіту у високоміцному чавуні за допомогою петрографічного методу, що дає можливість досліджувати вкраплення графіту не тільки на шліфі у відбитому світлі, але і в прохідному – після екстрагування вкраплень з поверхні шліфа. Крім того, цей метод дозволяє відстежити трансформацію вкраплень графіту, їх морфологію на усіх етапах виробництва високоміцного чавуну. Також метод дозволяє відрізнити окисли від субокислів або фаз нестехіометричного складу, відомості про які необхідні для розкриття механізму їх утворення.

Високоміцний чавун, який відповідав марці ВЧ 500-2 (ДСТУ 3925-99), виплавляли в індукційній печі місткістю 30 кг. Для отримання кулястого графіту використовували нікель-магнієву лігатуру. Додатково чавун піддавали графітизувальному модифікуванню феросилікобарієм.

Петрографічні дослідження виконували у відбитому світлі на мікроскопі МБИ-6 при збільшеннях 90...1900. Екстрагування вкраплень кулястого графіту з поверхні шліфа здійснювали за допомогою препаратурської голки під стереоскопічним мікроскопом МБС-2. Оптичні властивості виділених вкраплень визначали з використанням стандартних наборів імерсійних рідин на кристалооптичному мікроскопі МИН-8 у прохідному світлі при збільшеннях 100...1000 разів.

Проведеними дослідженнями у відбитому світлі на універсальному мікроскопі МБИ-6 встановлено, що переважна кількість вкраплень кулястого графіту у чавунах несе спадковість кристалічної гексагональної ґратки графіту. У перерізі їх сфера оконтурена шести гранями та складається з шести ланок конусоподібної форми, вершини яких сходяться у центрі вкраплення.

Мікроструктура усіх ланок гетерогенна та полікристалічна. Графіт має таблитчатую форму – агрегати тонких пластинок. На периферії вкраплень графіту відкладалися крупні таблитчаті кристали, у а центрі – дрібні.

При дослідженні у прохідному світлі встановлено, що пластинки прозорі, оптично анізотропні, мають високий показник світлопереломлення – 1,98 та вище. Нашаровуючись одна на іншу, пластинки утворюють пакети – агрегати різної форми. Найбільш розповсюджена була шестигранна форма. Ці агрегати вже непрозорі, ізотропні, сірого кольору з матовою поверхнею. При цьому, одні з таких агрегатів мають рівновеликі грані, нерідко наближаючись до окружності (кола), інші – різновеликі. Останні утворюють різні комбінації – призми з пірамідальними вершинами. Поряд з відміченими шестигранними формами, наявні і інші, у тому числі неправильні – частинки без кристалографічних контурів або плівкові з металовидним блиском. Деякі з пластин та агрегати пластин графіту були магнітні або слабомагнітні.

Таким чином, у кулястих вкрапленнях виявлено три морфологічних різновиди форми графіту: чітко огранована шестигранна, агрегати кристалів різної форми (іноді не оконтурені кристалографічними площинами) та плівкова (прихованокристалічна).

Іванова Л.Х., Білий О.П., Алексєєнко А.С., Юрченко Ю.О.

(НМетАУ, г. Дніпропетровськ)

МОДИФІКУВАННЯ ТА ЛЕГУВАННЯ ВАЛКОВОГО ЧАВУНУ

E-mail: ivanovalitvo@gmail.com

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

Метою роботи було одержання суміші для модифікування та легування чавунів для підвищення їх термостійкості та міцнісних характеристик, яких потребує сучасне виробництво.

Натепер відомі суміші для одержання чавуну з кулястим графітом, наприклад суміш [1], яка містить по мас. %: шлак алюмотермічного виробництва лігатур на основі рідкісноземельних металів 80...90 та відходи виробництва надпровідників 10...20. За цього шлак алюмотермічного виробництва лігатур на основі рідкісноземельних металів містить, мас. %: оксид кальцію 40...45; оксид алюмінію 40...45; оксиди рідкісноземельних металів 5...7; діоксид кремнію 3...9. Відходи виробництва надпровідників містять, мас. %: ніобій 25...30; титан 25...30; мідь 40...50.

Була поставлена задача одержання суміші для модифікування та легування чавунів з підвищеними термостійкістю та міцністю за рахунок додаткового вмісту карбїду лантану.

Вплив окремих елементів на структуру і властивості чавуну дуже різноманітний, і так само є багато додаткових факторів, які можуть змінювати вплив того або іншого елемента. Змінний якісний і кількісний вплив різних елементів на структуроутворення сплавів ускладнює можливість їхньої класифікації за ознакою інтенсивності цього впливу, тим більше, що в багатьох випадках наявність у сплавї двох, наприклад, карбїдоутворювальних елементів не обов'язково посилює їх окремиї вплив, а іноді нівелює його. Тому задача з підбирання модифікувального та легувального комплексу у суміші зводилася до того, щоб нейтралізувати небажаний вплив окремих елементів і посилити їх спільний вплив.

При розробленні складу суміші для модифікування та легування чавунів виходили з наступного. Для досягнення поставленої мети необхідно одержати ферито-перлітну структуру з рівномірно розподіленими дрібнодисперсними вкрапленнями графіту кулястої форми. Співвідношення фериту і перліту у структурі та одержання дрібнодисперсних

графітних вкрапель кулястої форми досягалося, з одного боку, модифікуванням рідкісноземельним шлаком та карбідом лантану (феритизувальний та диспергувальний вплив), а з іншого – легуванням міддю (перлітизувальний вплив) та підвищенням ступеню дисперсності продуктів розпаду аустеніту за рахунок легування титаном та ніобієм.

За проведеними раніше дослідженнями було встановлено, що для одержання підвищеного рівня міцнісних властивостей необхідно ввести у розплав компонентів шлаку, мас. %: R_2O_3 – 0,15...0,35; SiO_2 – 0,11...0,45; CaO – 1,5...2,2; Al_2O_3 – 1,5...2,2; компонентів відходів надпровідників, мас. %: 0,2...0,4 міді, 0,15...0,30 титану та 0,15...0,30 ніобію, а також карбиду лантану 0,3...0,7.

У промислових умовах були одержані дослідні партії рідкісноземельних шлаків та карбиду лантану – відходів виробництва рідкісноземельних лігатур та легувального комплексу – відходів виробництва надпровідників (табл. 1).

Таблиця 1 – Результати експериментальних досліджень

Номер чавуну	Кількість компонентів у суміші, мас. %			Кількість структурних складових у чавуні, %			Розподіл вкрапель графіту за ГОСТ 3443-87	Властивості матеріалу виливків	
	шлак виробництва лігатур на основі РЗМ	відходи виробництва надпровідників	карбід лантану	графіт	ферит	перліт		σ_B , МПа	термостійкість, см
1	71	25	4	8,5	38,5	53,0	ВГр5	750	0,13
2	73	20	7	8,0	45,0	47,0	ШГр4	800	0,11
3	75	15	10	9,5	46,0	44,5	ШГр4	815	0,10
4	77	10	13	10,0	45,0	45,0	ШГр4	820	0,09
5	79	5	16	11,5	55,5	31,0	ШГр3	775	0,12
6	80	20	–	10,0	44,0	46,0	ПГр8	785	0,14
7	90	10	–	12,0	44,0	44,0	ПГр8	770	0,15

У високочастотній індукційній печі ЛПЗ-67М виплавляли валковий чавун складу, мас. %: С – 3,32, Si – 0,80, Mn – 0,54, P – 0,06, S – 0,02, Fe – решта. Усі суміші присаджувалися на дно ковша у кількості 5,0%. Після досягнення температури $(1320 \pm 5)^\circ\text{C}$ заливали розплавом кокільні форми. З одержаних виливків вирізали зразки для металографічного аналізу, визначення термостійкості та границі міцності при розтягу. Визначення міцності при розтягу здійснювали за стандартним методом. Термостійкість визначали за протяжністю тріщин після 100 термоциклів: нагрівання при температурі $(650 \pm 5)^\circ\text{C}$, охолодження у воді – $(20 \pm 2)^\circ\text{C}$. Застосування запропонованої суміші для модифікування та легування дозволило досягти поставленої мети: при високому рівні міцності (більше на 2...6%) термостійкість чавуну збільшилися на 24...38%. Новий склад суміші для модифікування та легування чавунів був запатентований [2].

Література:

1. А.с. № 1371973 СССР, МКИ С21С 1/00. Смесь для модифицирования и легирования железоуглеродистых сплавов / Е.В. Колотило, Л.Х. Иванова, И.И. Ануфриев и др. (СССР). – № 4074422/31-02; заявл. 28.04.86; опубл. 07.02.88, Бюл. № 5. – 4 с.
2. Пат. 111086 Україна, МПК С21С 1/00. Суміш для модифікування та легування чавуну / Іванова Л.Х., Колотило Є.В., Хитько О.Ю., Муха Д.В., Білий О.П., Алексеевко А.С. (Україна); заявник та патентовласник НМетАУ. – №201402951; Заявл. 24.03.14; Опубл. 25.03.16, Бюл. № 6. – 3 с.

Іванова О.С., Лисюк Р.О., Рибак В.М.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

МАТЕМАТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ПОВЕРХНЕВОГО НАТЯГУ ФЛЮСІВ ЕШП

E-mail: ivasha09007@gmail.com

Поверхневий натяг флюсів електрошлакового переплаву – один із найважливіших параметрів, який пов'язаний зі здатністю флюсу рафінувати рідкий метал від неметалевих вкраплень, шкідливих домішок і газів. Поверхневий натяг флюсу пов'язаний зі здатністю рідкого металу змочуватися рідким флюсом та кутом змочування, що в свою чергу впливає на поверхню взаємодії рідкого металу з рідким флюсом. В загальному випадку необхідно, щоб поверхневий натяг рідкого флюсу на межі з рідким металом був максимальним, а на межі з неметалевими вкрапленнями – мінімальним.

Дослідженню поверхневого натягу флюсів електрошлакового переплаву присвячена велика кількість робіт, але зібрані у роботах дані представлені у вигляді таблиць та номограм, що не дозволяє швидко і точно розраховувати даний параметр в залежності від складу флюсу та його температури. Також ці дані неможливо використовувати при моделюванні процесів електрошлакового переплаву за допомогою сучасних обчислювальних засобів. За кордоном були розроблені деякі математичні моделі для визначення різних властивостей флюсів, у тому числі і поверхневого натягу, але вони дуже громіздкі і незручні у використанні. Крім цього, вони розраховані для складів флюсів, які відрізняються від тих, що використовуються на вітчизняних виробництвах. Тому існує актуальна задача створення адекватних математичних моделей по визначенню поверхневого натягу флюсових систем у залежності від їх складу і температури, а також визначення необхідного складу і температури флюсу для забезпечення заданого значення поверхневого натягу.

Для розрахунку математичних моделей залежності поверхневого натягу флюсів від їх складу і температури використовували вітчизняні та закордонні літературні дані, доповнені результатами власних досліджень. Розрахунок математичних моделей і перевірка їх адекватності здійснювалися в пакеті MS Excel 2010.

Усього було отримано 5 математичних моделей для флюсів різних систем з широкими діапазонами вмісту компонентів і температури:

1) Система $\text{CaF}_2\text{-CaO}$ (ступінь достовірності апроксимації математичної моделі – 0,94 при рівні надійності 95%);

2) Система $\text{CaF}_2\text{-MgO}$ (ступінь достовірності апроксимації математичної моделі – 0,96 при рівні надійності 95%);

3) Система $\text{CaF}_2\text{-CaO-Al}_2\text{O}_3$ (ступінь достовірності апроксимації математичної моделі – 0,90 при рівні надійності 95%);

4) Система $\text{CaF}_2\text{-CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-MgO}$ (ступінь достовірності апроксимації математичної моделі – 0,92 при рівні надійності 95%);

5) Система $\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ (ступінь достовірності апроксимації математичної моделі – 0,81 при рівні надійності 95%).

Розраховані математичні моделі можуть бути застосовані для розрахунку поверхневого натягу майже усіх вітчизняних марок флюсів, які використовуються при електрошлаковому переплаві і рафінуванні – від флюсів на основі фтористого кальцію з добавками різноманітних оксидів у різних концентраціях до флюсів, які не мають у своєму складі фтористого кальцію і набувають все більшого, особливо за кордоном, поширення.

Розраховані математичні моделі залежності поверхневого натягу флюсів електрошлакового переплаву від їх складу і температури показали високу ефективність (ступені достовірності апроксимації для різних моделей знаходяться у межах від 0,81 до 0,96), що дозволяє використовувати їх в інженерних розрахунках а також у комп'ютерних програмах, здатних максимально точно і швидко визначати параметри флюсів за їх складом і температурою або підбирати склад шлаку за заданими параметрами.

Іванова О.С., Сєдов М.П., Рибак В.М.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

КОМП'ЮТЕРНА МОДЕЛЬ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОЇ ТИГЕЛЬНОЇ ПЛАВКИ НА РІДКОМУ СТАРТІ

E-mail: ivasha09007@gmail.com

Одним з ефективних способів отримання металів з високими фізико-механічними властивостями є електрошлаковий переплав. Хоча електрошлаковий процес був винайдений доволі давно, до цих пір не було розроблено комп'ютерних програм, які моделюють процес електрошлакового переплаву. У сучасних умовах, одним з основних факторів, що впливає на використання електрошлакового переплаву в металургії і машинобудуванні, є підготовка відповідних фахівців. Вивчення електрошлакового процесу студентами вузів пов'язане з труднощами проведення реальних плавок через складний економічний стан в країні. Виходом із даної ситуації могла б стати комп'ютерна модель, за допомогою якої студенти мали б можливість досліджувати процеси, що протікають при електрошлаковому переплаві, а також отримати необхідні практичні навички управління відповідним обладнанням.

У зв'язку з вище наведеним, авторами була розроблена комп'ютерна модель електрошлакової тигельної плавки на рідкому старті, оформлена у вигляді лабораторної роботи на комп'ютері. В основу моделі покладено відомі формули і співвідношення, а також результати особистих досліджень.

Комп'ютерна модель складається з декількох модулів:

- заставка програми, яка містить інформацію про назву моделі а також про розробників комп'ютерної моделі;
- модуль введення студентом особистих даних: прізвища, ім'я, по батькові, навчальної групи та вихідної інформації для моделювання;
- модуль допуску до виконання комп'ютерної моделі;
- модуль моделювання (рис. 1);
- модуль захисту;
- модуль відображення результатів моделювання.

Основне завдання студента при моделюванні полягає в забезпеченні оптимального режиму переплаву, наплавленні необхідної кількості металу з заданою температурою у зазначений час.

В моделі є можливість змінювати швидкість моделювання в діапазоні від реального часу до шістнадцятикратного прискорення швидкості. Для керування процесом переплаву використовуються кнопки керування швидкістю подачі електрода та кнопки зміни напруги на трансформаторі.

Всі допущені помилки в процесі моделювання фіксуються та враховуються при розрахунках підсумкової оцінки.

Таким чином, розроблена комп'ютерна модель електрошлакової тигельної плавки на рідкому старті може використовуватися студентами вищих навчальних закладів для вивчення даного процесу.

Наступне вдосконалення комп'ютерної моделі пов'язане з необхідністю введення в модель можливості використання твердого старту а також розширення асортименту сталей та флюсів, які використовуються при моделюванні.

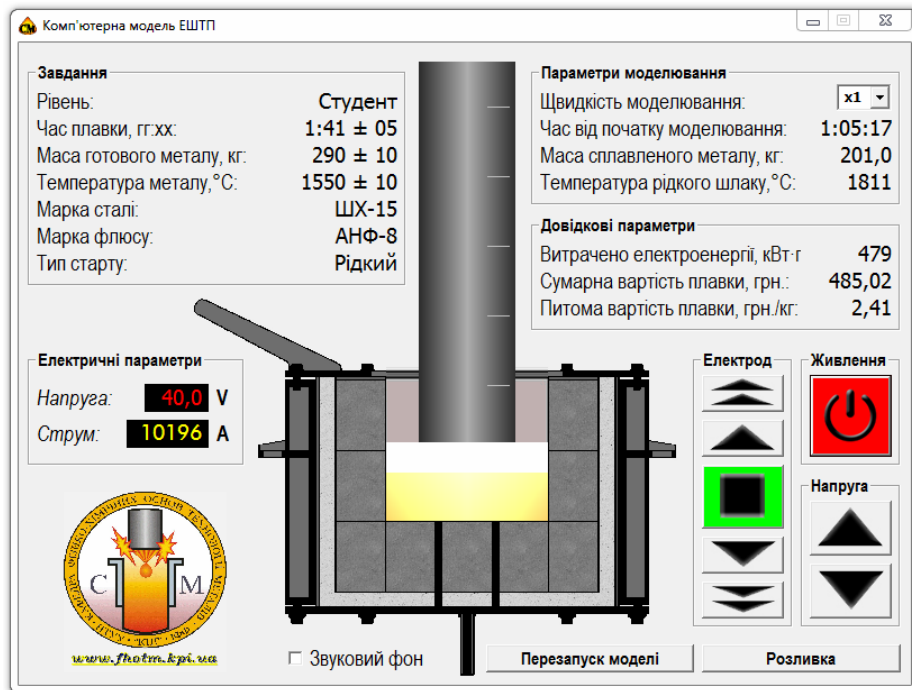


Рис. 1. Загальний вид комп'ютерної моделі

Іванченко Д.В., Кадигроб С.В.
(НТУУ «КПІ», м. Київ)

ОПТИМАЛЬНІ ПАРАМЕТРИ МОДИФІКУВАННЯ АЛЮМІНІЄВО-КРЕМНІЄВОГО ЛИВАРНОГО СПЛАВУ АК5М ЦИРКОНІЄМ, ВВЕДЕНИМ ІЗ ФТОРИДУ

E-mail: cort.77@mail.ru

Сплав АК5М відноситься до високоміцних та жароміцних сплавів системи Al-Si-Cu. Сплави цієї системи володіють гармонійним поєднанням ливарних та механічних характеристик завдяки тому, що базуються на системі Al-Si та вміщують мідь, яка надає сплавам цієї системи жароміцність. Як правило, сплави цієї системи піддають термічному обробленню з метою значного підвищення міцності. Використання модифікатора, який може додатково подрібнити зерна розчину кремнію в алюмінії та зміцнити межі зерен разом із фазами CuAl_2 і Mg_2Si [1], є актуальним дослідницьким завданням.

Після розгляду подвійних діаграм стану $\text{ZrF}_4\text{-LiF}$ та $\text{ZrF}_4\text{-NaF}$ та проведення розрахунків термодинаміки відновлення цирконію із фториду в середовищі алюмінію у складі флюсу, який містив поряд із тетрафторидом цирконію фторид натрію, було вибрано їх співвідношення у розплаві, яке дозволить максимально відновити цирконій із хімічної сполуки та перевести отриманий цирконій у рідкий алюміній.

З метою розроблення оптимальної технології, а також для скорочення кількості експериментів і економії матеріалів, дослідні плавки проводили з використанням повного факторного експерименту (ПФЕ) типу 2^3 , де змінними факторами були вміст тетрафториду цирконію у флюсі (x_1), температура розплаву (x_2) та час витримки модифікатора (x_3).

Експериментальні дослідження показали, що процесу максимального насичення алюмінієвого розплаву цирконієм із суміші ZrF_4 та NaF сприяє помірна температура, яка не перевищує $700\text{ }^\circ\text{C}$.

Оптимальні результати для сплаву, підданого термічному обробленню T1, отримані при використанні флюсу, який містить 2,5% ZrF_4 від маси розплаву, температури розплаву $700\text{ }^\circ\text{C}$, та часу витримки 15 хвилин.

Оптимальні результати для сплаву, підданого термічному обробленню T5, отримані при використанні флюсу, який містить 1,7% ZrF_4 від маси розплаву, температури розплаву 700 °С, та часу витримки 5 хвилин.

Література:

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

Каглинський О.Є., Несін В.В.
(ІСТЕ СБУ, м. Київ)

СПЕЦИФІЧНА ДІЯ ЕЛЕКТРОГРАФІЧНОГО МАРКУВАННЯ ТА КОНТРОЛЮ ТВЕРДОСТІ МАТЕРІАЛУ Р6М5 СПЕЦІАЛЬНИХ ФРЕЗ СКЛАДНОГО ПРОФІЛЮ

E-mail: witnes@ukr.net

Спеціальні фрези складної форми працюють в умовах нерівномірно розподілених динамічних навантажень. Умовою працездатності різального інструменту (рис. 1) є більша твердість його матеріалу (Н1) порівняно з матеріалом заготовки (Н2), яка оброблюється. Зменшення вартості виробництва вказаного інструменту до двох разів можливе шляхом перевірки твердості самої фрези, а не зразка-свідка, який піддається усім високовартісним, трудомістким технологічним процесам оброблення, що і виріб.

Сталь Р6М5 призначена для виготовлення універсальних інструментів нормальної продуктивності (спіральні фрези, свердла, черв'ячні фрези, фрези складної форми, машинні мітчики, різці, дискові пили й т. ін.), призначених для оброблення сталей та чавунів з твердістю $HV \leq (250 \dots 270)$ й $\sigma_b \leq 100$ кгс/мм². Добре шліфується. Має схильність втрачати вуглець (карбон) під час оброблення, пов'язаного із нагріванням [1, с. 164]. Шкідливі для сталі Р6М5 компоненти повітря: O_2 , N, CO_2 – мають властивість насичувати поверхневий шар, знижують пластичність та густину, збільшують схильність до крихкого руйнування. O_2 й N насичують сталь неметалевими вкрапленнями (окислами, нітридами), їх скупчення є концентраторами напружень, викликають локальні внутрішні напруження і суттєво зменшують межу витривалості матеріалу. Азот, як основний компонент оточуючого повітря (рис. 2), насичує при електрографічному маркуванні (рис. 3) поверхню сталі на глибину Δ' . Може викликати розтріскування та лущення поверхневого шару (рис. 4).

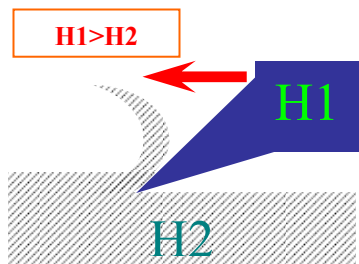


Рис. 1. Умова оброблення матеріалу різанням

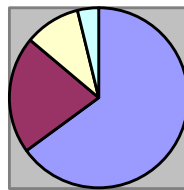


Рис. 2. Компоненти повітря

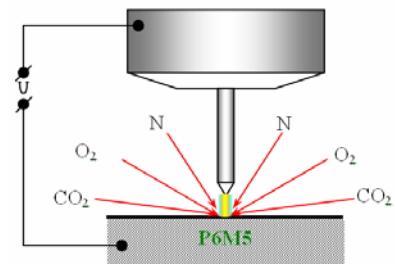
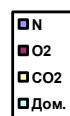


Рис. 3. Схема процесу електрографічного маркування

Насичення поверхні, напрямок накопичення внутрішніх напружень та можливий фронт розтріскування, поверхневого лущення й руйнування наведені на рис. 4. Глибина насичення (Δ') та глибина занурення алмазної пірамідки (Δ'' , рис. 5) мають один порядок величин, на статичну міцність не впливають.

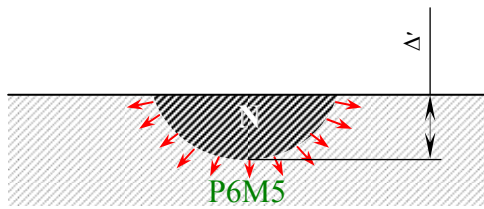


Рис. 4. Насичення поверхні

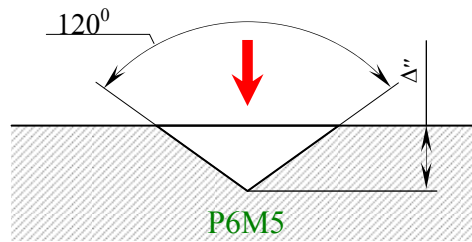


Рис. 5. Занурення алмазної пірамідки

Активне насичення азотом відбувається внаслідок локального розігрівання поверхні дугою електрографі – локальним точковим джерелом тепла. Захист поверхні інертним газом не передбачається. Окисли та нітриди викликають потемніння поверхневого шару сталі. Поверхня інструменту складної форми має бути добре обробленою – шліфованою. Шліфувана очищена поверхня сприяє насиченню поверхневого шару компонентами повітря (O_2 , N , CO_2).

Висновком по роботі є наступне: для унеможливлення динамічного руйнування, економії часу оброблення та матеріалу (виготовлення без зразка-свідка) – рекомендується визначити під перевірку твердості та маркування малонавантажені неробочі частини поверхні фрези.

Література:

1. Гуляев А.П. Инструментальные стали. Справочник. Изд. 2-е, перераб. и доп. – М.: Машиностроение, 1975. – 272 с.

Калюжний П.Б.

(СНУ ім. В. Даля, м. Сєвєродонецьк)

ОДЕРЖАННЯ ВИЛИВКІВ ЛИТТЯМ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ, З АЕРОДИНАМІЧНИМ ПЕРЕМІЩЕННЯМ ФОРМУВАЛЬНОГО МАТЕРІАЛУ У КОНТЕЙНЕРІ

E-mail: kpb.cmw@ukr.net

Спосіб лиття за моделями, що газифікуються, дозволяє отримувати виливки будь-якої конфігурації та високої точності, але при цьому їхні механічні властивості (зокрема, для алюмінієвих сплавів) нижчі, ніж у отриманих в металевих формах. Рішенням даної проблеми є інтенсифікація теплообміну вилівка з формувальним наповнювачем на стадії кристалізації та охолодження вилівка. Запропонований в патенті 97151 України спосіб ґрунтується на тому, що охолодження вилівка у формі проводять у псевдозрідженому шарі наповнювача, який створюється за рахунок рівномірного продування повітрям або газом у вертикальному напрямі. Даних, які описували би вплив такого способу на формування структури вилівок, в літературі не було знайдено. Тому основним завданням даної роботи було визначити вплив аеродинамічного переміщення формувального матеріалу на мікроструктуру і механічні властивості вилівок із алюмінієвого сплаву.

Промисловий вилівок «Корпус гальмівного крана» виготовляли литтям за моделями, що газифікуються, із сплаву АК9. Охолодження вилівок проводили за різними технологіями – без впливу та з аеродинамічним переміщенням піску при об'ємних витратах повітря $0,002$ і $0,003$ м³/с. При цьому пісок приводили у псевдозріджений стан на стадії тверднення вилівка, коли утворилася поверхнева кірка металу і основний об'єм металу ще не кристалізувався.

Для вивчення мікроструктури сплаву з різних частин вилівка були вирізані заготовки, з яких виготовили шліфи. Аналізуючи структури отриманих вилівок, було визначено, що найдрібніша структура спостерігається у вилівках, отриманих при охолодженні в псевдозрідженому шарі з більшими витратами повітря.

Результати виміру мікроструктурних складових у різних перерізах виливків свідчать про те, що аеродинамічне переміщення піску в контейнері на етапі кристалізації вилівка дозволяє зменшити розмір дендритної комірки у 1,5...1,8 рази, розмір евтектичних виділень кремнію в 1,4...1,6 рази, довжину голок інтерметаліду заліза в 1,4...2,0 рази в порівнянні з виливками, отриманими за базовою технологією. Причому в товстих перерізах спостерігається більш істотне подрібнення мікроструктури, завдяки чому відбувається вирівнювання мікроструктури в різних перерізах вилівка.

Для вивчення механічних властивостей сплаву були відлиті заготовки при тих же умовах, що і вилівки. За стандартними методиками були визначені тимчасовий опір розриву, відносне видовження та твердість сплаву, результати виміру яких наведені в табл. 1.

Таблиця 1 – Механічні властивості виливків із сплаву АК9

Спосіб лиття	Тимчасовий опір розриву, МПа	Відносне видовження, %	Твердість за Брінеллем, НВ
З, В, К, Д, ПД (ДСТУ 2839-94)	157	1,0	60
ЛГМ	148	0,8	69
ЛГМ + 0,002 м ³ /с	198	1,1	80
ЛГМ + 0,003 м ³ /с	223	1,2	82

Результати дослідів дозволяють стверджувати, що аеродинамічне переміщення формувального матеріалу у контейнері дозволяє підвищити межу міцності і пластичність сплаву на 30...50%, твердість – на 15...20%.

Квасницькая Ю.Г., Максютя И.И., Верховлюк А.М.

(ФТИМС НАН України, г. Київ)

**ИСПЫТАНИЯ НА СТОЙКОСТЬ К ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ КОРРОЗИИ
ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ НА НИКЕЛЕВОЙ ОСНОВЕ ДЛЯ ЛОПАТОК
ГАЗОТУРБИНЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ**

E-mail: kvasnytska@ptima.kiev.ua

Жаропрочные сплавы, предназначенные для работы в экстремальных условиях воздействия высоких температур и агрессивных продуктов сгорания топлива, серы, солей морской воды в газотурбинных установках (ГТУ) различного назначения, должны иметь повышенную коррозионную стойкость. В связи с этим, целью работы было исследование взаимодействия с различными агрессивными средами новых разрабатываемых во ФТИМС НАН Украины сплавов типа ХН57КВЮТМБРЛ для литых деталей турбин.

Перспективным для данного класса сплавов является введение в них таких тугоплавких элементов, как рений и тантал, которые способствуют, согласно анализу литературы, не только повышению температуры плавления сплавов и, как следствие, возрастанию прочностных свойств, но, замедляя диффузионные процессы в матрице, тормозят коррозионные разрушения.

В настоящей работе испытания на высокотемпературную солевую коррозию (ВТК) разработанного при участии ФТИМС НАНУ сплава, далее именуемого модельным, проводилось в сравнении с используемыми в настоящее время марками сплавов СМ88У и СДП-3А. Причем последний используют в качестве защитного покрытия для лопаток ГТД.

Испытания в алундовых тиглях проводили при температуре 900 °С в расплаве солей в течение 30 часов в печи сопротивления типа СНОЛ-2,5.1.6.1/9. После этого образцы извлекали из расплава солей с помощью пинцета и многократно промывали под проточной водой, а затем кипятили в термостойких стаканах для отделения окалины и соли с их поверхности. Окончательное снятие оксидной пленки с поверхности образцов проходило в растворе следующего состава: 20% H₂SO₄; 1,5% HNO₃; 2,5% NaCl, остальное дистиллированная вода. После этого образцы сушили, обезжировали и взвешивали.

Стойкість сплавів к ВСК определялась на основании потери массы и данных металлографических исследований (глубина распространения коррозии в металл).

Образцы серийного СМ88У и модельного сплавов показали высокую стойкость к солевой коррозии. На их поверхности образовалась плотная корка, состоящая из оксидов. Коррозионное повреждение вдоль границ зерен, измеряемое металлографически, составляет 0,15...0,25 мм в среднем для обоих сплавов. При исследовании окарины сплавов обнаружили, что в ней, наряду с защитными оксидами NiO и Cr₂O₃, присутствует также более тугоплавкий оксид Ta₂O₃.

Вторым видом моделирующих испытаний явилось использование стенда 9У343 (НПКГ «Зоря» – «Машпроект», г. Николаев), который предназначен для проведения испытаний опытных деталей ГТД на стойкость к высокотемпературной коррозии. При исследовании свойств материалов и покрытий на модельных образцах, выставляемых на выходе жаровой трубы, обеспечиваются необходимые параметры газового потока, имитируются условия химического и теплового воздействия продуктов сгорания дизельного топлива с добавлением смеси солей NaCl и Na₂SO₄. Максимальная температура газового потока составляла 1250 °С. Температура на испытываемых образцах измерялась термопарами и составляла 900, 950 и 1000 °С.

Анализ результатов проведенных испытаний в расплаве солей (тигельный метод) и стендовых испытаний в продуктах сгорания топлива и солей морской воды показал, что ввод тантала и рения в количестве 1% масс. и более, снижает как убыль веса, так и глубину зоны фронтальной коррозии, которая достигает минимума при легировании материала 3,5...5,0% масс. этими элементами.

Кисла Г.П., Сисоев М.О., Білодід Д.М., Лобода П.І.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

СПЛАВИ СИСТЕМИ ZrO₂ – ZrB₂

E-mail: knightofsunset@gmail.com

Технічний прогрес у багатьох галузях промисловості багато в чому визначається властивостями наявних матеріалів. Задача сучасного матеріалознавства полягає у створенні принципово нових матеріалів із більш високими характеристиками або у застосуванні нових технологічних процесів. На даний час перспективними конструкційними матеріалами, які працюють в агресивних середовищах при високих температурах в умовах великих механічних навантажень, є керамічні композити.

Керамічні матеріали характеризуються сукупністю унікальних фізико-технічних властивостей, якими не володіє практично жоден інший клас матеріалів. Одними з найбільш перспективних оксидних матеріалів у сучасній техніці завдяки високій механічній міцності, тріщиностійкості, зносостійкості, твердості, хімічній стійкості є матеріали на основі оксиду цирконію [1].

У даній роботі досліджували сплави системи ZrO₂ – ZrB₂. Зразки різного складу плавив в електронно-променевої установці «ЭЛА-6». Зміна температури плавлення зразків різного складу та їх мікроструктура свідчить про евтектичний характер кристалізації.

Склад евтектики становить 20 мас. % ZrB₂ і 80 мас. % ZrO₂, а температура евтектики – 2350 °С. Параметри евтектики визначені точно, оскільки відношення її температури плавлення до суми температур плавлення компонентів (константа, як і у системі одного типу ZrO₂ – HfB₂) дорівнює 0,44 [2, 3].

Мікроструктура доевтектичного, евтектичного і заевтектичного сплавів наведена на рис. 1.

У доевтектичному сплаві (ZrO₂ – 10 мас. % ZrB₂) диборид цирконію кристалізується у вигляді пластин, розташованих усередині зерен діоксиду цирконію. Товщина диборидних пластин від 0,3 до 0,6 мкм. Інтегральна мікротвердість даного сплаву – 10,8 ГПа. Евтектичні зерна мають пластинчасту структуру. Мікротвердість евтектичного сплаву становить 10,4 ГПа. У заевтектичному сплаві ZrO₂ – 40 мас. % ZrB₂ диборид цирконію кристалізується у вигляді округлих зерен розміром від 20,3 мкм до 81,7 мкм. В структурі також спостерігаються евтектичні зерна (середній розмір яких 206,5 мкм). Мікротвердість заевтектичного сплаву складу ZrO₂ – 40 мас. % ZrB₂ становить 11,1 ГПа. При вмісті дибо-

риду цирконію 80 мас. % структура складається переважно з великих близьких до прямокутної форми зерен дибориду цирконію (113 x 91,8 мкм), між якими кристалізується діоксид цирконію (рис. 1, в). Мікротвердість зерен ZrB_2 становить 26,6 ГПа.

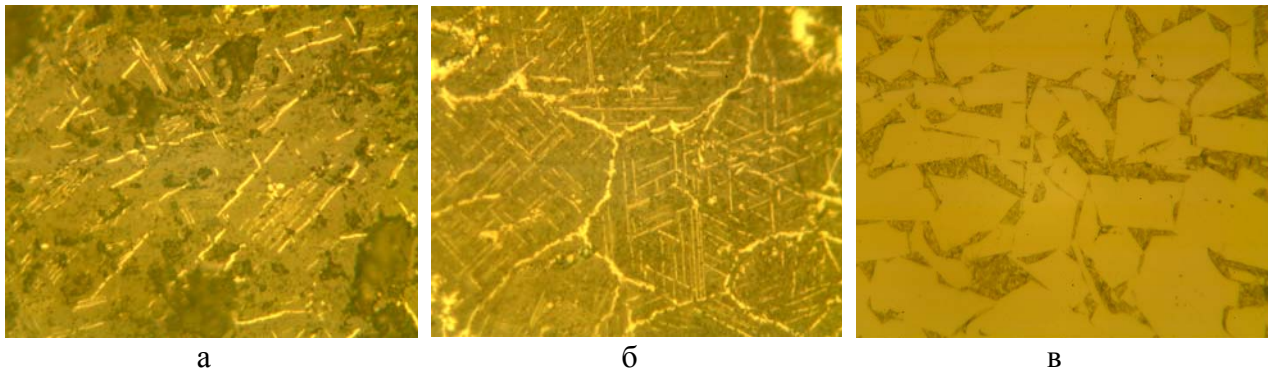


Рис. 1. Мікроструктура сплавів: а – доевтектичного, б – евтектичного, в – заевтектичного

Відповідно до рентгенофазового аналізу, який проводили на установці Rigaku Ultima IV, фази бориду і оксиду цирконію між собою не реагують.

Література:

1. Особенности создания высокоплотных композиционных материалов на основе нанопорошков диоксида циркония горячим прессованием [Текст] / Геворкян Э.С., Гуцаленко Ю.Г., Мельник О.М. // Сборник научных трудов «Вестник НТУ «ХПИ»»: Технології в машинобудуванні, 2010. – №40. – ISSN 2076-004x.

2. Кисла Г.П. Спрощений метод визначення координат евтектик квазібінарних сплавів потрійних систем // Металознавство та обробка металів, 2014. – №2. – С. 51...56.

3. Кисла Г.П., Сисоєв М.О., Козярьський Б.М., Лобода П.І. Сплави системи $ZrO_2 - HfB_2$ // Тези міжнародної конференції «Матеріали для роботи в екстремальних умовах-5», 03 – 05 грудня 2015 р., Київ, Україна. – С. 72.

Клеков А.О., Степанчук А.М., Смик В.М., Шум Л.В.
(НТУУ «КПІ», м. Київ)

ЗАКОНОМІРНОСТІ УЩІЛЬНЕННЯ ПОРОШКОВИХ МАТЕРІАЛІВ НА ОСНОВІ КОМПОЗИЦІЙ Fe – Al

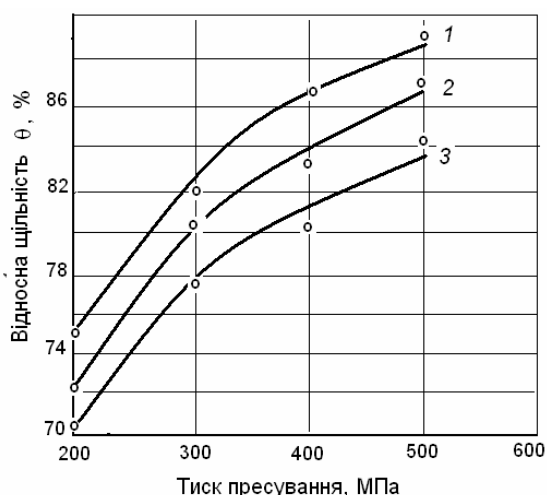
E-mail: astepanchuk@iff.kpi.ua

Однією з проблем сучасного залізничного транспорту є гальмівні вузли колес. Наразі розроблені сучасні композиційні матеріали для виготовлення гальмівних колодок на полімерній основі, ресурс роботи яких у порівнянні з традиційними чавунними у декілька разів вищий. Але суттєвим недоліком таких колодок є мала теплопровідність матеріалу, з якого вони виготовляються, що призводить до значного виділення тепла в зоні тертя, як наслідок, виникнення дефектів на поверхні тертя колеса. Останнє зменшує термін його роботи. Частково ця проблема вирішується за рахунок створення композиційних колодок з чавунними вставками, у яких теплопровідність більша, ніж у полімерному матеріалі, але не вирішує повністю проблему тепловідведення із зони тертя. Тому проблема підвищення теплопровідності вставок є досить актуальною.

Перспективними матеріалами для виготовлення вставок можуть бути порошкові композиції на основі заліза, які вміщують метали з високою теплопровідністю, наприклад алюміній. Такі матеріали можуть бути виготовлені з використанням методів порошкової металургії, які передбачають отримання суміші вихідних порошків, їх пресування з наступним спіканням.

Метою роботи було вивчити процеси пресування порошкових сумішей Fe – Al з вмістом алюмінію 10, 20 та 30 об. %. Дослідження процесів отримання порошкових сумішей шляхом змішування вихідних порошків у двоконусному змішувачі показало, що най-

більша якість має місце при змішуванні протягом 3-х годин при швидкості обертання барабана змішувача 50...70 об/хв. з додаванням вакуумного мастила у кількості 1,0...1,5%.



1 – Fe + 30 об. % Al; 2 – Fe + 20 об. % Al; 3 – Fe + 10 об. % Al

Рис. 1. Залежність щільності пресовок з суміші порошків Fe – Al від тиску пресування

М.Ю. Бальшина, яке має загальний вигляд:

$$\lg p = -L(\beta - 1) + \lg p_{\max}, \quad (1)$$

де β – відносний об'єм, $\beta = 1/\theta$; p_{\max} – тиск, відповідний максимальному ступеню ущільнення, коли $\beta = 1$; L – стала, $L = \text{tg}\alpha$ [1].

З використанням експериментальних даних роботи, згідно методики, викладеної в [1], були визначені сталі рівняння L та p_{\max} і отримано рівняння:

$$\lg p = -0,15(\beta - 1) + 0,67, \quad (2)$$

яке може бути використане для визначення оптимальних умов пресування композицій Fe – Al з заданою щільністю.

Література:

1. Степанчук А.Н. Закономерности прессования порошковых материалов. – К.: УМК МВО, 1989. – 182 с.

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

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ ПОРИСТОСТІ, ЩІЛЬНОСТІ ТА ГАЗОПРОНИКНОСТІ ФОРМУВАЛЬНИХ СУМІШЕЙ З НАПОВНЮВАЧЕМ З ДВОХ ФРАКЦІЙ

E-mail: vaklym@i.ua

Газопроникність формувальної суміші [1, 2] визначається як окремий випадок формули Пуазейля:

$$K = \frac{V \cdot b}{f \cdot \Delta p \cdot t}, \quad (1)$$

де: V – об'єм повітря, яке проходить через суміш; b – товщина шару суміші; f – площа поверхні; ΔP – різниця тиску на вході і виході зразка; t – час.

Оскільки об'єм повітря, яке проходить через суміш, залежить від пористості суміші за всіх інших сталих значень то газопроникність має бути пропорційна пористості.

В ході проведених досліджень була визначена можливість використовувати модифікацію методу Мельчера для визначення повної пористості стосовно формувальної суміші. Вираз для пористості має вигляд:

$$K_m = \frac{V_{OB} - V_{ТВ}}{V_{OB}} \cdot 100 = \left(1 - \frac{\rho_{OB}}{\rho_{ТВ}}\right) \cdot 100, \quad (2)$$

де: $V_{об}$ – об’єм зразка суміші; $V_{ТВ}$ – об’єм твердої частини зразка; $\rho_{об}$ – щільність зразка; $\rho_{ТВ}$ – щільність твердої частини зразка.

Щільність твердої частини стандартного циліндричного зразка формувальної суміші визначалася з розрахунку середнього вмісту складових річкового піску (табл. 1).

Таблиця 1 – Зразковий процентний вміст складових річкового піску у відсотках

SiO ₂	Al ₂ O ₃	Na ₂ O	Fe ₂ O ₃	K ₂ O
2,65	3,95	2,27	5,242	2,35

Порівняння поведінки показників щільності і пористості формувальної суміші в ущільненому стані за однакового складу (рис. 1) дозволяє стверджувати можливість використання даного методу для визначення пористості формувальної суміші.

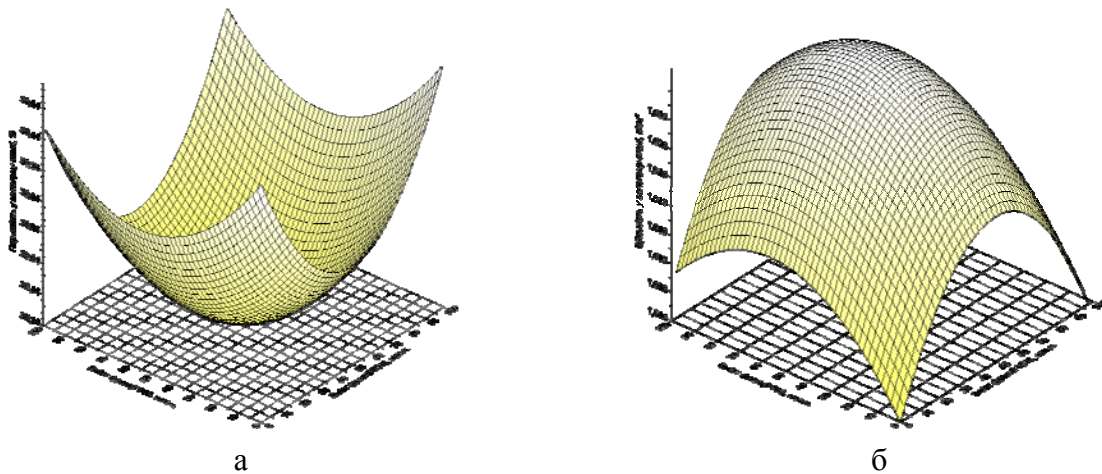


Рис. 1. Порівняння поведінки показників щільності і пористості вологої формувальної суміші з наповнювачем, що вміщує дві фракції: а – пористість, б – щільність

В ході експерименту було визначено, що газопроникність формувальної суміші не знаходиться в прямій залежності від пористості (рис. 2), а має складнішу кореляцію.

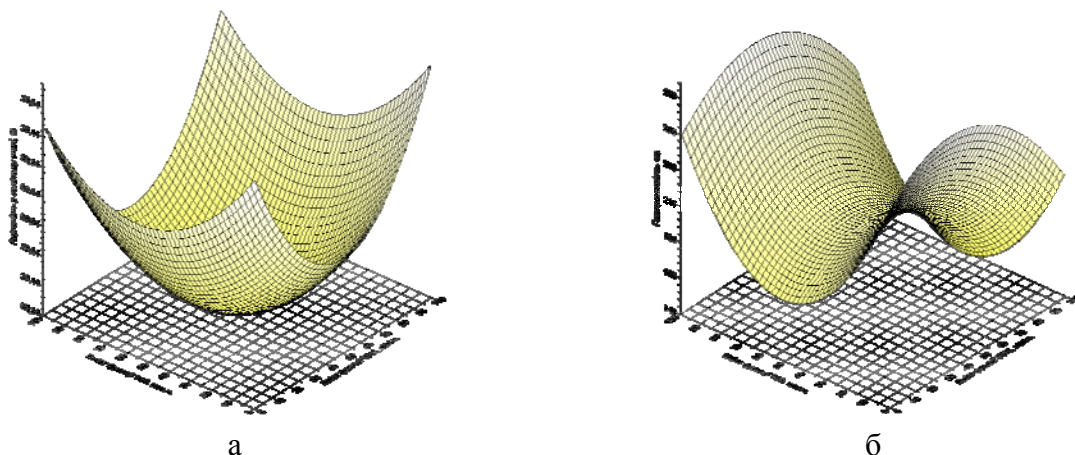


Рис. 2. Порівняння поведінки пористості (а) і газопроникності (б) формувальної суміші одного складу

Література:

1. Голотенков О.Н. Формовочные материалы. – Пенза.: Издательство Пензенского государственного университета, 2004. – 167 с.
2. Берг П.П. Основы учения о формовочных материалах. – М.: Машгиз, 1948. – 340 с.

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

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОСТОРОВОЇ СТРУКТУРИ ДВОКОМПОНЕНТНОГО НАПОВНЮВАЧА У СКЛАДІ УЩІЛЬНЕНОЇ ФОРМУВАЛЬНОЇ СУМІШІ

E-mail: vaklym@i.ua

Однією з основних характеристик формувальної суміші є її пористість. Величина пористості характеризує не лише міру проникнення рідкого металу всередину форми і утворення пригару, але і пропорційна газопроникності формувальної суміші. Величина пористості формувальної суміші залежить від наявності вологи, дисперсності і кількості зв'язувального компонента, характеристик зерен наповнювача в об'ємі суміші. Пористість ущільнених формувальних сумішей зазвичай знаходиться в межах 25...50%.

Якщо розглядати формувальну суміш як систему з кулястих твердих зерен наповнювача однакової величини, то пористість такої ідеальної суміші значною мірою залежить від величини і співвідношення цих зерен в її об'ємі. Згідно теорії, розробленої Сліхтером [1], центри кожних восьми дотичних ідеальних куль утворюють ромбоєдр. Зерна утворюють у просторі, згідно цієї теорії, різні геометричні побудови, які змінюються від найбільш щільної до найбільш розрідженої. При цьому кут між гранями ромбоєдра змінюється від 90° до 60° (рис. 1).

Причому, пористість не залежить від величини зерен, а залежить від їх відносної конфігурації і лежить у межах $25,9\% < m < 27,6\%$ [2].

Проте в реальних формувальних сумішах наповнювач складається із зерен різних розмірів і форми, які деколи значно відрізняються в діаметрі. Також у суміші наявні зв'язувальні матеріали, що виключає точковий контакт зерен наповнювача. Одночасно, суміш існує в об'ємі, тому й розташування зерен наповнювача треба розглядати в об'ємі.

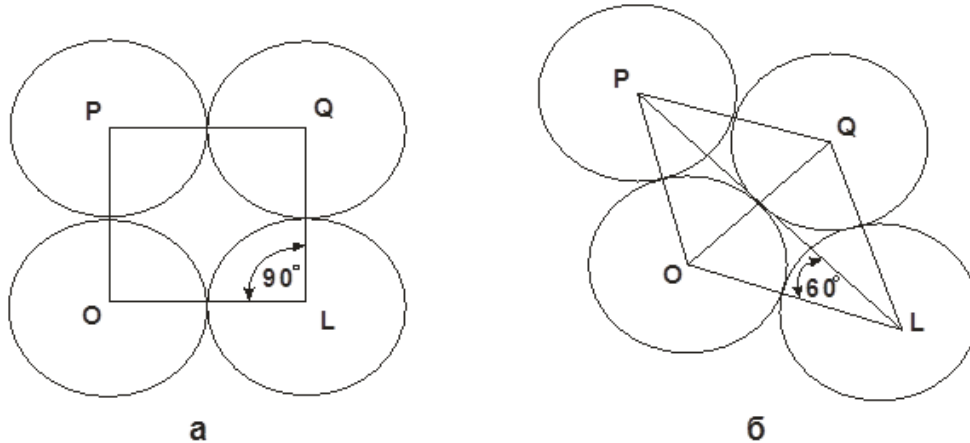


Рис. 1. Розташування ідеальних зерен в просторі по Сліхтеру

Враховуючи значно менший розмір часток зв'язувального компонента по відношенню до наповнювача, можна все ж приблизно вважати, що в ущільненій суміші контакт між зернами наповнювача відбувається в точках їх зіткнення, а не за площею розтікання зв'язувального компонента по поверхні наповнювача.

Розглянемо об'ємну геометричну конфігурацію, коли в суміші наявні зерна двох розмірів, де зерна крупнішого розміру розташовані в кутах тетраедра, а зерна меншого розміру знаходяться між ними в центрі тетраедра. Причому, таким чином, що всі зерна стикаються між собою у точках (рис. 2).

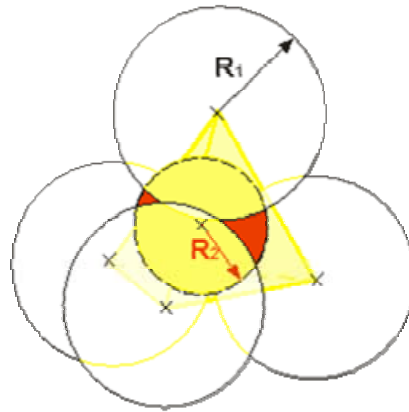


Рис. 2. Розташування зерен наповнювача у вигляді тетраедра

У разі ідеально щільної упаковки, тобто коли зерна стикаються у точках, радіус зерен меншого розміру буде дорівнювати:

$$R_2 = \frac{H - R_1}{2} = \frac{a\sqrt{\frac{2}{3}} - R_1}{2} = \frac{2R_1\sqrt{\frac{2}{3}} - R_1}{2} = \frac{R_1(2\sqrt{\frac{2}{3}} - 1)}{2} \approx 0,316R_1 \quad (1)$$

де: a – довжина ребра тетраедра; R_1 – радіус зерен більшого діаметра; R_2 – радіус зерен меншого діаметра, які розташовані в центрі тетраедра і спираються на дотичні зерна у вершинах тетраедра; H – висота тетраедра.

Якщо врахувати, що щільність зерен обох діаметрів однакова, тобто вони складаються з однакового матеріалу, то в умовах розташування у вигляді тетраедра мінімальна пористість буде існувати за умови:

$$m_2 \approx 0,316 \cdot m_1, \quad (2)$$

де m_1 – маса зерен більшого діаметра; m_2 – маса зерен меншого діаметра.

У ході досліджень був проведений експеримент з пластичною формувальною сумішшю, яка містить наповнювач у вигляді тільки двох різних за величиною фракцій річкового піску. В результаті експерименту встановлено, що найменша пористість спостерігається при приблизно рівному співвідношенні фракцій, що використовувались (рис. 3, 4).

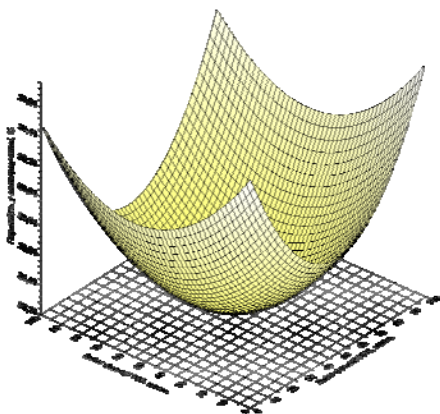


Рис. 3. Вплив вмісту фракцій наповнювача 0315 і 063 на пористість зразків формувальної суміші у вологому стані

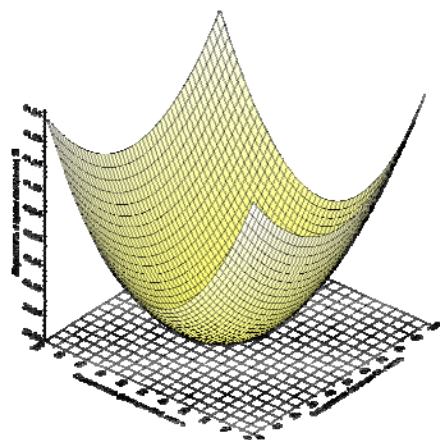


Рис. 4. Вплив вмісту фракцій наповнювача 04 і 063 на пористість зразків формувальної суміші в сухому стані

Враховуючи, що зерна піску не мають ідеально круглої форми, можна вважати отримані результати підтвердженням можливості існування в об'ємі суміші каркасу напо-

внювача, який складається із зерен двох різних діаметрів, у вигляді тетраедра, де в кутах розташовані зерна більшого розміру, а в центрі – меншого.

Література:

1. Лейбензон Л.С. Движение природных жидкостей и газов в природной среде. – Ленинград: Гостехиздат, 1947. – 244 с.
2. Берг П.П. Основы учения о формовочных материалах. – М.: Машгиз, 1948. – 340 с.
3. Кострова Г.В., Новиков В.В., Рубанович В.Н. Управление свойствами структуроустойчивых гетерогенных литейных материалов [Электронный ресурс] / Науково-технічна бібліотека Одеського державного політехнічного університету // URL:http://storage.library.opu.ua/online/periodic/opu_1998_1%285%29/1_1.htm

Клименко С.И., Маляр В.А.
(ФТИМС НАН України, г. Киев)

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ КАЧЕСТВА ПОВЕРХНОСТИ ЛИТЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ АРМИРОВАННЫХ КОНСТРУКЦИЙ ПРИ ЛИТЬЕ ПО ГАЗИФИЦИРУЕМЫМ МОДЕЛЯМ, НАПОЛНЕННЫМ ГРАФИТОВОЙ ФАЗОЙ

E-mail: ukrdepl15@ukr.net

Для придания литым конструкциям из алюминиевых сплавов новых триботехнических, теплофизических, электротехнических свойств используется метод литья по газифицируемым моделям (ГМ), которые наполнены графитовой фазой (ГАФ). Вместе с тем известно, что наличие пенополистироловой модели в форме в период ее взаимодействия с жидким и затвердевающим металлом может привести к образованию дефектов на поверхности отливок, связанных с образованием жидких, парогазообразных и твердых продуктов термодеструкции пенополистирола [1, 2]. Присутствие же в пенополистироловой модели ГАФ уменьшает массу пенополистирола и соответственно объем жидкой, парогазовой и твердой фаз, которые образуются при термодеструкции модели, а следовательно предопределяет характер и количество специфических дефектов на поверхности армированных конструкций.

В последнее время во ФТИМС НАН Украины интенсивно развиваются научные направления получения литых армированных конструкций, которые обладают новыми функциональными свойствами. В целях создания научных и технологических основ получения армированных алюминиевых литых конструкций (ЛАК) стало необходимым исследовать закономерности формирования качества их поверхности при литье по газифицируемым моделям, наполненным графитовой фазой.

Для реализации этой расчетной серии экспериментов были уточнены уравнения, определяющие объем дефектов при литье по газифицируемым моделям [1, 2], но с учетом наличия в них ГАФ. Анализ полученных результатов с использованием этих математических зависимостей показал, что увеличение объема, занятого ГАФ в модели ($V_{гаф}$) с 10% до 50% уменьшает объем дефектов D_1 на поверхности ЛАК. В зависимости от толщины ЛАК R_1 , так при $R_1 = 5$ мм и при минимальной скорости подъема металла в форме W_1 (10 мм/с) уже при содержании ГАФ в 30% дефекты D_1 полностью исчезают, но при аналогичных значениях R_1 увеличение W_1 до 100 мм/с ведет к росту объема дефектов D_1 в 2,5 раза.

Также установлено, что увеличение объема $V_{гаф}$ с 10 до 50% даже при высоких значениях W_1 (100 мм/с) позволяет сократить объем D_1 в 9 раз в сравнении с литьем по монополистироловым моделям.

Важно отметить, что увеличение объема ГАФ $V_{гаф}$ с 10 до 50% нивелирует влияние скорости W_1 на объем дефектов D_1 ибо при $V_{гаф} = 50\%$ и W_1 равной 10, 20, 30 и 100 мм/с они практически полностью исчезают, и формирование качества ЛАК не отличается от аналогов литья в полую песчаную форму.

Таким образом, установлено, что варьирование технологических параметров получения алюминиевых армированных конструкций с применением пенополистироловых

моделей, насыщенных графитовой фазой, позволяет существенно уменьшить или исключить на поверхности ЛАК специфические дефекты, вызванные взаимодействием продуктов термодеструкции пенополистирола.

Литература:

1. Шинский И.О. Повышение качества отливок из медных сплавов методами литья по газифицируемым моделям и армированием: дис. канд. техн. наук: 05.16.04 / КПИ. – Киев, 2000. – 204 с.

2. Шинский О.И. Газогидродинамика и технологии литья железоуглеродистых и цветных сплавов по газифицируемым моделям: дис. докт. техн. наук: 05.16.04 / ФТИМС. – Киев, 1997. – 473 с.

Кобзева А.І., Чубін К.І., Стороженко Т.І.

(ДДТУ, м. Дніпродзержинськ)

УДОСКОНАЛЕННЯ ОБРОБКИ РОЗПЛАВУ ЧАВУНУ МАГНІЄМ З МЕТОЮ ОТРИМАННЯ ВИЛИВКІВ ПІДВИЩЕНОЇ ЯКОСТІ

E-mail: akobzeva@ukr.net

Модифікування чавуну магнієм (Mg) отримало досить поширене застосування ще на початку ХХ століття. Впровадження процесу модифікування чавуну магнієм призвело до створення цілого напрямку в металургії і появи високоякісних чавунів з кулястим графітом, яке сьогодні представляє важливу задачу, оскільки вона зачіпає інтереси і проблеми багатьох галузей промисловості за рахунок полегшення чавунних деталей і подовження терміну їх служби; збільшення довговічності машин і точності їх роботи; заміні в ряді випадків сталевих лиття та поковок, а також заготовок із кольорових металів високоякісним чавуном як менш дефіцитним та більш дешевим матеріалом, який має ряд технологічних переваг.

Пошуки нових ресурсо- та енергоефективних рішень по удосконаленню способів модифікування чавуну магнієм велися постійно, і ця проблема залишається на сьогоднішній день багато в чому невирішеною.

Поширений спосіб модифікування металевим магнієм у ливарних ковшах має багато недоліків, які полягають в основному в наступному: значний піроефект з викидом бризок металу і незасвоєного магнію з утворенням оксидів магнію, що викликає необхідність у встановленні спеціальних камер для модифікування; підвищений відсоток втрати металу у вигляді бризок і сплесків; незначна засвоюваність магнію металом, що вимагає його підвищеної витрати; значні втрати тепла металом на випромінювання та конвекцію в процесі модифікування, а також на нагрівання і випаровування підвищеної кількості введеного магнію – знижують початкову температуру чавуну в ковші і ускладнюють дотримання оптимальної температури заливання та транспортування рідкого металу.

Конкурентоспроможність продукції ливарного виробництва можливо підвищити шляхом пошуку нових технологічних підходів до модифікування чавуну, якими на даний час являється регульоване оброблення розплаву чистим диспергованим магнієм із застосуванням заглибних продувальних фурм з випарником. Разом з тим, удосконалення найбільш поширених технологій і устаткування для модифікування ливарного чавуну в ковшах вдуванням диспергованого магнію гальмується відсутністю на сьогоднішній день достовірної інформації по ряду питань механізму і кінетики модифікування розплаву. Це не дозволяє створити достовірну фізико-хімічну модель ковшового модифікування ливарного чавуну і на її основі усвідомлено підійти до розроблення раціональних способів і пристроїв для інтенсивного введення в об'єм чавуну диспергованого магнію із забезпеченням спокійного ходу модифікування розплаву.

Тому подальший розвиток теоретичних основ інжекційного модифікування чавуну диспергованим магнієм, удосконалення технологічних режимів оброблення розплаву і конструкцій заглибних фурм є актуальним завданням сьогодення. Для досягнення поставленої мети необхідно розробити методики холодного, високотемпературного фізичного та

чисельного моделювання, які дозволять шляхом відбору, хімічного і фізичного аналізу проб металу, шлаку, виміру температури ванни, фіксації кіно- і відеозйомкою макрофізичних явищ, а також розрахунків з використанням ПЕОМ, отримати достовірну інформацію щодо фізико-хімічних, гідрогазодинамічних і тепломасообмінних процесів, які відбуваються під час модифікування чавуну шляхом вдування диспергованого магнію крізь заглибні фурми різної конструкції.

Таким чином, не вирішена проблема введення магнію у високодисперсному стані, що забезпечує спокійну взаємодію магнію і розплаву чавуну в необхідних межах засвоєння, які запобігають піроефекту, газовиділенню, а отже, не вирішена проблема максимального зниження витрати дорогого металу – магнію.

Кобилінський Ю.В., Болбут В.В., Богомол Ю.І., Лобода П.І.
(НТУУ «КПІ», м. Київ)

ВПЛИВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ТА НА ВНУТРІШНІ НАПРУЖЕННЯ В СПРЯМОВАНО ЗАКРИСТАЛІЗОВАНОМУ ЕВТЕКТИЧНОМУ СПЛАВІ V_4C-TiB_2

Відомо, що боридна кераміка відрізняється високими температурою плавлення, твердістю, корозійною стійкістю і хімічною стійкістю за високих температур. Внаслідок цього вона може застосовуватись в якості броні, зносостійких частин, різального і шліфувального інструменту. Однак, боридна кераміка має значно вищу крихкість, особливо в порівнянні з традиційними тугоплавкими металами, такими як W, Mo, Ta чи Nb. Висока крихкість зумовлена наявними внутрішніми напруженнями та високою твердістю цих матеріалів, яка досягається за рахунок армування керамічної матриці регулярно розподіленими по об'єму дискретними керамічними волокнами іншої тугоплавкої сполуки [1].

До сих пір вивчено мало аспектів, які відносяться до впливу термічної обробки на механічні властивості і на внутрішні напруження в матеріалі. Тому, суть роботи полягала в тому, щоб визначити механізми зняття внутрішніх напружень за рахунок термообробки, а також вплив термообробки на механічні властивості. З цією метою зразки були досліджені за допомогою рентгеноструктурного аналізу, рамановської спектроскопії і растрової електронної мікроскопії. Були досліджені зміна мікроструктури і властивостей до і після термічної обробки, і розраховані параметри, які ведуть до релаксації внутрішніх напружень.

Направлено закристиалізований евтектичний композит V_4C-TiB_2 був вирощений методом безтигельної зонної плавки неспечених порошкових пресовок [2].

Для зняття внутрішніх напружень за температури 1400 °C 24 години в трубчастій печі проводилась термічна обробка. В печі для запобігання окислення і додавання різних домішок була створена інертна атмосфера (аргон). Мікроструктура до і після термообробки була вивчена за допомогою сканувального електронного мікроскопа "REM FEI ES EM XL30 FEG". Знімки були зроблені в режимі розсіювання первинних електронів вздовж і поперек напрямку росту вкраплень.

Внутрішні напруження вимірювались методами рентгеноструктурного аналізу і рамановської спектроскопії. Були проаналізовані положення рефлексів на рентгенограмі (спектрограмі) вільного від напружень матеріалу і матеріалу з напруженнями до і після термообробки. Величина зміщення рефлексу відповідає величині внутрішніх напружень в матеріалі.

Такі механічні властивості як тріщиностійкість та міцність матеріалу при згині були досліджені за допомогою триточкового випробування на згин. Мікротвердість була виміряна на мікротвердомірі LeicaMicrohardnessTester VMHT.

Отже, було визначено, що внутрішні напруження у виготовленому методом зонної плавки евтектичному сплаві V_4C-TiB_2 сягають приблизно 1 ГПа. Після термічної обробки значення напружень досягають вдвічі менших значень. Результати вимірювання механічних властивостей наведені в табл. 1. Після термічної обробки зразки мали в три

рази нижчі значення міцності на згин, мікротвердість та тріщиностійкість теж зазнали незначного зменшення.

Таблиця 1 – Механічні властивості до і після термообробки в спрямовано закристалізованому евтектичному сплаві B_4C-TiB_2

	Міцність на згин, МПа	Мікротвердість, ГПа		Тріщиностійкість, МПа·м ^{1/2}
		quer	längs	
Без термообробки	176 ± 25	41,45 ± 2,1	44,42 ± 3,1	7,8
Після термообробки за 1400 °С	59,28 ± 22,51	39,82 ± 1,0	42,14 ± 3,5	6,39 ± 1,9

Література:

1. Gunjishima I. Characterization of Directionally Solidified B_4C-TiB_2 Composites Prepared by a Floating Zone Method / Gunijishma et al. // Materials Transactions 43.4, 2002. – P. 712...720.
2. Loboda P.I. Features of structure formation with zone melting of powder boron-containing refractory materetals // Powder Metallurgy and Metall Ceramics, 2000. – 39, №9-10. – P. 480...486.

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

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

ПОВЕРХНЕВЕ ЛЕГУВАННЯ СТАЛЕВИХ ВИЛИВКІВ

E-mail: alex-kovalchuk@email.ua

Під час експлуатації деталей машин найбільш інтенсивним зовнішнім впливам піддаються поверхневі шари, тому найчастіше структура і властивості саме поверхневих шарів дають змогу визначити вплив на працездатність виробів в цілому.

Для досягнення високої поверхневої міцності і зносостійкості литих деталей в машинобудуванні використовують різні види оброблення: термічне, хіміко-термічне, лазерне тощо, електрохімічні покриття та наплавлення на поверхні виробів металу із спеціальними властивостями. Проте багатьма з цих методів не вдається одержати шар з потрібними властивостями завтовшки більше 0,3 мм, що недостатньо, особливо для тривалої експлуатації крупних деталей. За даними [1] товщина поверхневого шару із спеціальними властивостями має бути не менше 5...10 мм. Наплавленням на поверхні деталі можна одержати шар заданої товщини, але цей процес дуже трудомісткий, дорогий і, крім того, на деяких поверхнях деталей наплавлення металу здійснити практично неможливо.

Для вирішення цієї проблеми перспективними можуть бути способи виробництва виливків із нелегованих сплавів на основі заліза з поверхневим легованим шаром, який утворюється під час формування вилівка в ливарній формі.

Виготовлення деталей поверхневим легуванням призводить до скорочення витрат основних легувальних елементів. Суть цього методу полягає у тому, що на робочі поверхні форми або стрижня при виготовленні виливків, які працюють, наприклад, в умовах інтенсивного зносу, наносять легувальні покриття у вигляді фарб, паст, облицювального шару або використовують вставки, наповнювачами яких є відповідні легувальні елементи або їх суміші. Залитий у форму метал взаємодіє з легувальним покриттям, внаслідок чого поверхня вилівка насичується відповідними елементами із утворенням заданої структури [2].

Для даного способу використовується лиття в піщано-глинясті форми, а більш перспективний у цьому напрямку метод лиття за моделями, що газифікуються (ЛГМ), який дозволяє отримувати високоточні виливки з хорошою чистотою поверхні.

Великий практичний інтерес представляє одержання в процесі лиття дифузійних шарів на основі карбідів бору, титану та бориду титану, що мають високу твердість і зносостійкість. Підвищення працездатності деталей машин і механізмів, їх надійності та довговічності забезпечується оптимізацією технології нанесення легувальних покриттів.

Тому в разі лиття в піщано-глинясту форму необхідно коригувати розміри форми в місцях нанесення легувального покриття. Таких недоліків позбавлений метод ЛГМ, де легувальне покриття наносять на поверхню моделі, що не впливає на розмірну точність одержуваного вилівка і жодного коригування розмірів моделі не вимагається.

Література:

1. Мартюшев Н.В. О возможности легирования поверхности отливок нанопорошками // Современные проблемы науки и образования, 2013. – №4. – С. 22...26.
2. Гурьев М.А., Фильчаков Д.С., Гармаева И.А. Технология нанесения многокомпонентных упрочняющих покрытий на стальные детали // Ползуновский вестник, 2012. – №1. – С. 73...78.

Косинская А.В., Затуловский А.С., Костенко А.Д., Набока Е.А.

(ФТИМС НАН Украины, г. Киев)

СТРУКТУРА БИНАРНЫХ СПЛАВОВ Al-Cr И ИХ ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ

Передовые промышленно развитые страны мира в настоящее время сконцентрировали свои усилия в направлении синтеза алюмоматричных композиционных материалов. Роль армирующего элемента в ряде таких композитов играют выделяющиеся интерметаллиды. Формирование их происходит в результате реакций между металлическим расплавом основы и реакционноактивными добавками металлов. К реакционноактивным добавкам относится хром. Характер его взаимодействия с алюминием такой, что уже при наличии в бинарном сплаве в количестве, не намного превышающем предельную растворимость, появляются первичные кристаллы интерметаллида CrAl_7 . Бинарные сплавы на основе алюминия, легированные хромом, были выбраны в качестве объектов настоящих исследований.

Компонентами при плавлении служили алюминий технической чистоты (А6) и сплавленная лигатура с 4,2...4,8 масс. % Cr. Сплавы готовили в печи электросопротивления. После расплавления и достижения температуры 860 °С расплав выдерживали 10...20 мин, а затем заливали в графитовые формы, которые остывали на воздухе.

Были выплавлены и исследованы сплавы, содержащие (масс. % Cr): №1 – 0,11...0,20; №2 – 1,65...1,83; №3 – 3,46...3,60.

Проведенные исследования позволили установить, что в зависимости от количества вводимой добавки к алюминию, изменяется структура сплавов и форма образующихся включений интерметаллидов. Это оказывает влияние на изнашиваемость материалов. В зависимости от содержания хрома в сплаве, это влияние различно. Характерным для сплавов состава №1 является образование точечных и мелкоигольчатых (размером 1...2 мкм) кристаллов CrAl_7 по границам и внутри дендритов α -фазы, что определяет показатели ее микротвердости. При испытаниях, проведенных при скорости (v) 0,5 м/с, образцы имели наибольшие показатели износа – 83 мкм/км. Микротвердость α -фазы такого сплава составляет 21,2 кг/мм². По мере увеличения процента вводимого хрома, количество образующихся включений интерметаллидов возрастает. Повышается микротвердость α -фазы и снижаются показатели интенсивности изнашивания (I). Например: $H_{\mu} \alpha(\text{Al}) = 33,7 \text{ кг/мм}^2$, $I = 57 \text{ мкм/км}$; $H_{\mu} \alpha(\text{Al}) = 41,4 \text{ кг/мм}^2$, $I = 48 \text{ мкм/км}$. При повышении скорости скольжения до 1 м/с образцы теряют форму. Наблюдается перекосяк и схватывание их с контртелом.

В образцах состава №2 на фоне α -фазы, имеющей $H_{\mu} = 15...16 \text{ кг/мм}^2$, формируются отдельные круглые (от 50 до 1000 мкм) хаотично расположенные кристаллы интерметаллида. Материалы такого строения характеризуются высоким износом, а образцы при трении схватываются с контртелом.

Наилучшие показатели износа были получены при испытаниях сплава состава №3. Образцы, содержащие 3,46...3,60 масс. % Cr, структурно представляют собой классический композит, в котором, на фоне α -фазы ($H_{\mu} = 18,7 \text{ кг/мм}^2$) микрокристаллического строения присутствуют скелетные кристаллы алюминида хрома, размером 20...100 мкм. Количество их достигает 5...7%. Располагаются они компактно. По данным микрорентге-

носпектрального аналізу, вони містять до 18,67 мас. % хрому і мають високу мікротвердість 91...92 кг/мм². Ізносостійкість такого сплаву при швидкості 1 м/с становить 35 мкм/км, а при підвищенні швидкості ковзання до 2 м/с величина износу становила 63 мкм/с при коефіцієнті тертя 0,36.

Таким чином, установлені особливості і проведені випробування підтвердили важливу роль макронеоднорідної структури матеріалу, визначальною показателем його стійкості в умовах тертя изнашивания. Метод реакційного синтезу може бути ефективним інструментом при формуванні необхідних властивостей литих композиційних сплавів на алюмінієвій основі.

Костик Е.А., Костик В.О., Аль-Рекабі Дафер В.
(НТУ «ХПИ», г. Харків)

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ГАЗОВОГО АЗОТИРОВАНИЯ

Надійшливість і довговічність деталей машин і механізмів визначається конструктивною міцністю матеріалів, з яких вони виконані. Експлуатаційні характеристики багатьох виробів – ізносостійкість, корозійна стійкість, відбивальна здатність, теплостійкість і інші – визначаються властивостями поверхні. Для отримання високих характеристик конструктивної міцності поверхневих шарів часто застосовують різні методи поверхневого упрочнення, що дозволяють захистити матеріал основи від зовнішніх впливів, підвищити термін служби деталей і скоротити витрати на ремонт зношеного обладнання.

Дифузійні шари утворюються в результаті хіміко-термічної обробки металів і сплавів.

Газове азотування є найбільш поширеним способом. Технологічний процес при газовому азотуванні складається з наступних етапів: 1) попередня термічна обробка (улучшення); 2) механічна підготовка поверхні шліфуванням; 3) захист місць, які не підлягають азотуванню (гальванічна захист, луження); 4) азотування; 5) остаточна шліфівка і доводка розмірів.

Азотування зазвичай проводять в середовищі частково дисоційованого аміаку. Склад середовища, температуру і час азотування підбирають відповідно до вимог товщини і складу шару. Газове азотування проводять в установках неперервного і преривистого дії різних розмірів і конструкцій.

Метою роботи є отримання математичної моделі, що враховує одночасне вплив температури і тривалості азотування на зміну глибини дифузійного шару.

Матеріалом досліджень є сталь 38Х2МЮА, яку піддали газовому азотуванню при температурах 500...560 °С впродовж 20...80 ч.

Для побудови математичної моделі застосовували метод побудови повного ортогонального центрального композиційного плану другого порядку. Як входні змінні вибирали температуру азотування (x_1) і тривалість хіміко-термічної обробки (x_2). Як вихідні змінні – глибина азотуваного шару зразків сталі 38Х2МЮА. Інтервали варіювання аналізованих факторів були вибрані відповідно до теоретичних даних і досвіду застосування іонно-плазменного азотування.

З урахування значимості коефіцієнтів, модель глибини азотуваного шару в залежності від нормованих значень температури і тривалості хіміко-термічної обробки має наступний вигляд:

$$y = 402,22222 + 61,679 \cdot x_1 + 246,716 \cdot x_2 - 11,727 \cdot x_1^2 - 116,727 \cdot x_2^2 - 17,5 \cdot x_1 \cdot x_2.$$

Проверка адекватности модели по критерию Фишера показала, что модель адекватна.

Таким образом, математическое моделирование позволило найти параметры управления и проводить прогностические расчеты глубины диффузионного слоя.

Костик Е.А., Костик В.О., Моханад Музахем Кхалаф
(НТУ «ХПИ», г. Харьков)

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ИОННО-ПЛАЗМЕННОГО АЗОТИРОВАНИЯ

Азотирование как метод упрочнения деталей машин и инструмента прошло длительный путь развития и совершенствования и является одним из эффективных и распространенных методов упрочнения в различных отраслях машиностроения.

Ионно-плазменное азотирование является высокопроизводительным, энергосберегающим процессом и является наиболее популярным видом азотирования на сегодняшний день. Важным фактором при ионно-плазменном азотировании, влияющим на скорость роста азотированного слоя и на его структуру, является отсутствие преобладающей роли граничной диффузии. Плазма, ускоряя направленный массоперенос положительных ионов к поверхности катода, создает условия для равномерной адсорбции атомов азота по всей поверхности металла, а не избирательно по границам зерен, как это наблюдается при обычном азотировании [1].

В настоящее время существует необходимость математического описания общей модели, позволяющей более надежно управлять ходом процесса и проводить предварительные расчеты результатов обработки.

Целью работы является получение математической модели, учитывающей одновременное влияние температуры и длительности азотирования на изменения глубины диффузионного слоя.

Материалом исследований является сталь 38Х2МЮА, которую подвергали ионно-плазменному азотированию при температурах 500...560 °С в течение 1...12 ч.

С целью экономии времени и материалов, а также для построения математической модели, применялся метод построения полного ортогонального центрального композиционного плана второго порядка. В качестве входных переменных выбирались температура азотирования (x_1) и длительность химико-термической обработки (x_2). В качестве выходных переменных – глубина азотированного слоя образцов стали 38Х2МЮА. Интервалы варьирования анализируемых факторов были выбраны в соответствии с теоретическими данными и опытом применения ионно-плазменного азотирования.

С учетом значимости коэффициентов, модель глубины азотированного слоя в зависимости от нормированных значений температуры и длительности химико-термической обработки имеет следующий вид:

$$y = 295,55556 + 42,5085 \cdot x_1 + 280,056 \cdot x_2.$$

Проверка адекватности модели по критерию Фишера показала, что модель адекватна.

Таким образом, проведение экспериментов и обработка полученных результатов позволили получить адекватное уравнение для расчета глубины азотированного слоя в заданном интервале варьирования параметрами условий обработки. Математическое моделирование позволило найти параметры управления и проводить прогностические расчеты глубины диффузионного слоя без дополнительных экспериментов.

Литература:

1. Герасимов С.А. Моделирование процесса ионного азотирования / С.А. Герасимов, М.Г. Крукович, Е.А. Бадерко, Н.П. Ключков // Наука и образование: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2013. – № 01. – С. 313...332. DOI: 10.7463/0113.0501016.

Кочешков А.С., Тошева О.Ю.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

**ЛИВАРНІ СУМІШІ З КОМБІНОВАНИМ НАПОВНЮВАЧЕМ ДЛЯ ЛИТТЯ
ТОЧНОЇ ЗАГОТОВКИ У ФОРМИ-МОНОЛІТИ**

До факторів, які утруднюють процес стабілізації та розвитку ливарного виробництва, слід віднести нестачу високоякісних вихідних матеріалів, в тому числі формувальних.

Актуальність досліджень матеріалів для формоутворення точних виливків, зниження їх дефектності з вини форми завжди були важливими щодо проблем підвищення якості виробів ливарного виробництва. Особливо це стосується заготовок, одержаних способом лиття за моделями, що витоплюються (ЛВМ).

У сучасному ливарному виробництві виділяють наступні шляхи удосконалення:

- зменшення маси виливків;
- інтенсифікація промислового маркетингу;
- прискорення розвитку технологій, які являються перспективними для використання в малому та середньому бізнесі;
- ефективне використання потенціалу комп'ютерних технологій.

Доцільний вибір технологічного процесу обумовлює отримання виливків з чистою поверхнею без внутрішніх дефектів та залишкових напружень.

Для отримання точних виливків із сплавів кольорових металів часто використовуються формувальні суміші з гіпсом для виготовлення форм-монолітів.

Мета роботи – дослідити вплив компонентів на властивості гіпсокремнеземистої формувальної суміші. Науковою основою досліджень є з'ясування можливостей використання комбінованого наповнювача для підвищення міцності суміші і покращення якості поверхні після тужавіння.

Дослідження проводили з наступними матеріалами: річковий кварцовий пісок марки ЗК₄О₁₀З, УЛЗ-90, спучений перліт, базальтове волокно, високоміцний гіпс марки Г-10-А-III (ТУ-У-0030937.003-95).

Для контролю гіпсокремнеземистих формувальних сумішей, що мають такі властивості як: текучість, час тужавіння, обсипаємість, міцність при стиску, використовували стандартні методики.

Вміст компонентів має бути оптимальним і чітко контролюватись для досягнення необхідних фізико-механічних та технологічних властивостей гіпсокремнеземистих формувальних сумішей.

При запропонованому оптимальному складі формувальної суміші показники властивостей наступні (табл. 1).

Таблиця 1 – Властивості гіпсокремнеземистої формувальної суміші

Компоненти суміші	Властивості					
	текучість, мм	міцність при стиску, МПа			Обсипаємість, %	Газопроникність, од.
		через 1 год	через 24 год	після прожарювання		
Грубе базальтове волокно	150...160	0,86...0,91	1,21...1,30	0,68...0,75	0,21...0,43	84...110
УЛЗ-90	140...150	0,72...0,84	0,88...0,95	0,56...0,60	0,23...0,54	90...120
Спучений перліт	<130	0,15...0,22	0,30...0,42	0,09...0,10	0,60...0,75	120...190

Висновки:

1. Досліджено вплив вмісту комбінованого наповнювача на міцність, текучість, обсипаємість, газопроникність, що має забезпечити зменшення браку виливків з вини ливарної форми.
2. Розроблено оптимальні склади формувальних сумішей, які мають забезпечити отримання якісного виливка з мінімальним застосуванням фінішних операцій.

Кравченко В.П., Кравченко Е.В.
(ФТИМС НАН України; МНУЦИТС НАН и МОН України, г. Киев)
**ИНДУКТИВНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРИ ИССЛЕДОВАНИИ ПРОЦЕССА
ОХЛАЖДЕНИЯ ОТЛИВКИ**

E-mail: v_krav@i.com.ua

Индуктивное моделирование в настоящее время ассоциируется с исследованием, описанием и реализацией причинно-следственных процессов обучения распознаванию образов и прогнозированию процессов (явлений), извлечения и обработки знаний на базе использования предыстории, закономерностей проблемной области и принципов искусственного интеллекта.

Дальнейшее развитие идея индуктивного моделирования получила в теории линейной фильтрации в работах Колмогорова А. Н. и других авторов, которая реализует алгоритм предсказания будущего значения стационарной функции времени по ее предыстории путем нахождения оптимальных весовых коэффициентов оператора предсказания.

Эффективным в смысле повышения точности предсказания с одновременным уменьшением объема вычислений является метод группового учета аргументов (МГУА), предложенный и разработанный академиком А. Г. Ивахненко. В основе МГУА, как типовом индуктивном методе с иерархической структурой, подобной математической и компьютерной модели восприятия лежит рекуррентное решение нескольких систем нормальных уравнений Гаусса, составленных для каждой пары аргументов и для новых вспомогательных переменных. Многие задачи идентификации, прогнозирования, распознавания образов, оптимального управления тесно связаны с проблемой предсказания на основе единого индуктивного принципа моделирования – изучение причин и следствий, от частного к общему с целью создания и накопления необходимых баз знаний. Указанные задачи требуют детерминированного, вероятностного или комбинированного подхода, и могут быть решены на основе **индуктивного моделирования**, т. е. на уровне **обучения** детерминированной и вероятностной модели.

Чисто практическое применение возможно в таких вариантах. Оперативный мониторинг процессов литейного производства позволяет в режиме реального времени отслеживать и объективно документировать качество выполнения последовательности технологических операций литья. В процессе литья длительному мониторингу подлежат физико-химические параметры процессов литья, параметры газодинамических потоков, необходимых для охлаждения отливок, теплофизические параметры отливок и другие показатели. Таким образом, используется мониторинг процесса остывания и кристаллизации отливки: температура. Данные идут на компьютер, на котором действует какая-нибудь базовая известная компьютерная программа для прогноза процессов в отливке. В каждой такой программе есть точки разветвления алгоритма прогноза, где может быть только оценочный (вероятностный) прогноз для каждого варианта. В каждой такой точке базовая программа передает данные на программу, которая оценивает каждый такой вариант, находит среди них наиболее оптимальный, и обратно передает данные базовой программе для дальнейших вычислений. Можно использовать работы с полученными формулами решений для температуры внутри отливки при волновом решении уравнения теплопроводности. При каждом точечном (по времени) съеме температуры на границах отливки (или формы) получаем краевую задачу. Далее компьютер выдает прогноз температурного поля до следующей точки съема параметров. Так как процессы кристаллизации идут по-разному в разных отливках (с одним и тем же сплавом), то этот прогноз не всегда будет совпадать с температурным полем в следующей временной точке съема данных. Для построения теоретической модели нужен дискретный мониторинг с разных отливок с максимальной частотой. Затем, с помощью метода МГУА выбираем наиболее оптимальные (информативные) точки съема параметров, вероятностную оценку параметров, и уменьшаем общее количество точек съема данных. Таким образом, можно построить теоретическую модель для создания более эффективных компьютерных программ, когда используются лишь один-два расчета по практическим результатам реального мониторинга.

**Кулініч А.А., Горелкін Д.М., Захарова А.С., Тищенко Н.В.,
Онопрієнко О.О., Ясир Д.В.
(НТУУ «КПІ», м. Київ)**

ВПЛИВ КОМПЛЕКСНОГО МІКРОЛЕГУВАННЯ ТИТАНОМ І ВУГЛЕЦЕМ НА МІКРОСТРУКТУРУ СПЛАВУ В95

Сплави системи Al-Zn-Mg-Cu використовуються для отримання широкого спектру напівфабрикатів для стратегічних галузей промисловості. Значно менше ці сплави використовуються для виготовлення фасонних виливків відповідального призначення внаслідок схильності до утворення гарячих тріщин під час кристалізації, невисокої рідкотекучості, грубої макро- та мікроструктури. Відповідно, усунення даних недоліків є актуальною задачею.

В роботі дану задачу, на прикладі сплаву В95, вирішували шляхом мікролегування розплаву досліджуваного сплаву комплексом добавок титану і вуглецю, введених за допомогою промислової лігатури AlTi6C1.

Для дослідження впливу комплексу зазначених добавок на структуру сплаву В95 були виготовлені модельні виливки складної конфігурації, які охолоджувалися в металевій формі зі швидкістю охолодження 8...10 °C/с. В даних модельних виливках поєднані два типи зразків: призматичний (20x12x100) мм та циліндричний діаметром 11 мм. Перегин у 90° та звуження каналу до (4x6) мм у місці поєднання призматичної та циліндричної частини виявилися найбільш небезпечними місцями в плані розтріскування модельного виливка під час кристалізації. Зразки заливалися в непофарбовану форму. Перед заливанням форма підігрівалася до температури не нижче 300 °C.

Плавки проводили в печі опору в графітовому тиглі. В процесі плавки температура розплаву підтримувалася в області перегрівів 80...100 °C над ліквідусом із точністю ± 10 °C. Заливання у форму здійснювали через 15...20 хвилин після введення лігатур з повторним відбором через кожні 30 хвилин. Встановлено, що температура розплаву в процесі плавки має підтримуватися на рівні (730 \pm 10) °C.

Наявність тріщин оцінювали шляхом візуального огляду литих модельних виливків на рівні «є» чи «відсутня». Практично в усіх виливках вихідного сплаву В95 до мікролегування на поверхні зафіксовані окремі тріщинки, особливо в місці поєднання циліндричної та призматичної частин виливка.

Встановлено, що введення комплексу добавок титану та вуглецю зменшувало як схильність до розтріскування, так і підвищувало якість поверхні зразків. Таким чином введення зазначених добавок підвищує технологічні властивості сплаву В95, а саме зменшує схильність до утворення тріщин під час кристалізації у металевих формах. Обов'язковою умовою є розігрівання металевої форми перед заливанням до температури не нижче (300...350) °C.

Вихідна дендритна структура сплаву В95 мала крупні кристали стовпчастого типу з довжиною в напрямку тепловідведення 4...5 мм. Після введення лігатури AlTi6C1 спостерігається зменшення довжини дендритів до 1 мм.

Кількість виродженої евтектики в литих зразках практично не змінювалася й знаходилась в межах 8...12%. Ширина надлишкових евтектичних складових у міждендритних прошарках становила 2...4 мкм і також практично не змінилася після додавання лігатур. Окремі ділянки евтектики мали ширину від 5 до 8 мкм, але кількість їх була незначною.

Утворення крупних макрозерен та дендритної стовпчастої структури супроводжується посиленням усадкових напружень і схильністю до утворення тріщин під час кристалізації. Мікротріщини, які утворюються під час кристалізації, знижують ефект зміцнення литого металу після термічного оброблення. Подрібнення макроструктури та зміна морфології дендритних кристалів зі стовпчастої на рівноосну, за рахунок мікролегування комплексом вуглецю і титану, сприяє зрівноваженню усадкових напружень, запобіганню розтріскуванню під час кристалізації та підвищенню властивостей у литому стані та після термооброблення.

Кулініч А.А., Христенко В.В., Тищенко Н.В., Чепурний П.В.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

ВПЛИВ ПЕРЕМІШУВАННЯ РОЗПЛАВУ НА РОЗМІР ЗЕРНА ЛИВАРНИХ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Al – Mg

Одним із практичних результатів теорії спадковості структури металу в рідкому і твердому стані є розроблення методів керування структурою, а отже, і властивостями литих сплавів за допомогою різних методів фізичного впливу на їхні розплави. Одним з таких достатньо легких методів може бути механічне перемішування металу в перегрітому стані і в інтервалі температур кристалізації.

В даній роботі досліджено ефективність використання операції механічного перемішування розплаву на структуру ливарних сплавів системи Al–Mg: AMg6л, AMg10 та AMg11. Оброблення розплаву робили при температурах перегрівання до 150 °С, а також у прилеглий до температури ліквідус зони слабо перегрітого розплаву і в області двофазного стану металу.

Порцію базового сплаву розплавляли у плавильній печі. Після розплавлення і перегрівання рідкого металу до температури 690...700 °С робили рафінування розплаву флюсом у кількості 2% від маси сплаву. Склад флюсу: 85% карналіту (MgCl₂·KCl) та 15% фтористого кальцію. Потім після витримки розплаву протягом 15...20 хв видаляли шлаки з поверхні розплаву в плавильному тиглі і охолоджували (або нагрівали) метал у печі до температури, необхідної для перемішування розплаву. Перемішування розплаву досліджуваних сплавів проводили при температурах 750 °С, 730 °С, 710 °С, 690 °С, 670 °С, 650 °С, 630 °С, 610 °С і 600 °С (для сплаву AMg6л мінімальна температура перемішування розплаву обмежувалась на рівні 610 °С). При даних температурах змінювали час перемішування розплаву з 3 до 20 хв. Після перемішування розплаву досліджуваних сплавів при різних температурах і часі витримки його заливали в дослідні форми для одержання зразків, на яких досліджували макроструктуру литого металу.

На рис. 1 наведено результати експериментальних досліджень із впливу температури перемішування розплаву на ступінь подрібнення зерна $N = \frac{D_{вихід}}{D_{оброб}}$ (де $D_{вихід}$ – розмір зерна вихідного сплаву, $D_{оброб}$ – розмір зерна сплаву, який в рідкому стані піддали механічному перемішуванню) ливарних сплавів системи Al–Mg.

В даному експерименті тривалість перемішування розплаву – 12 хв. Після перемішування розплаву досліджувані сплави охолоджували з постійною швидкістю $V_{охл.} = 0,5$ °С/с.

З даних, наведених на рис. 1, можна зробити висновок, що перемішування розплаву типових ливарних сплавів системи Al–Mg навіть в області високого перегрівання розплаву (на 120...140 °С вище за температуру початку кристалізації сплавів, тобто при температурі 750 °С) впливає на зменшення середнього розміру зерна досліджуваних сплавів на 15...30%. Зменшення температури перемішування розплаву суттєво збільшує ефект подрібнення зерна усіх трьох досліджуваних сплавів. Особливо сильно середній розмір зерна даних сплавів зменшується у двофазній зоні при температурах на 10...20 °С нижчих за температуру початку кристалізації сплавів (для сплаву AMg6л температура початку кристалізації – 628 °С, для сплавів AMg10 і AMg11 – 610 °С).

Так для сплаву AMg6л перемішування розплаву при температурі 610 °С (час перемішування 12 хв, подальше охолодження із швидкістю $V_{охл.} = 0,5$ °С/с) впливає на зменшення середнього розміру зерна у 2 рази (з 218 мкм до 106 мкм).

Для сплаву AMg10 перемішування розплаву при температурі 600 °С (час перемішування 12 хв, подальше охолодження із швидкістю $V_{охл.} = 0,5$ °С/с) впливає на зменшення середнього розміру зерна в 1,8 рази (з 252 мкм до 135 мкм). Для сплаву AMg11 перемішування розплаву при температурі 600 °С (час перемішування 12 хв, подальше охолодження із швидкістю $V_{охл.} = 0,5$ °С/с) впливає на зменшення середнього розміру зерна в 1,9 рази (з 315 мкм до 159 мкм).

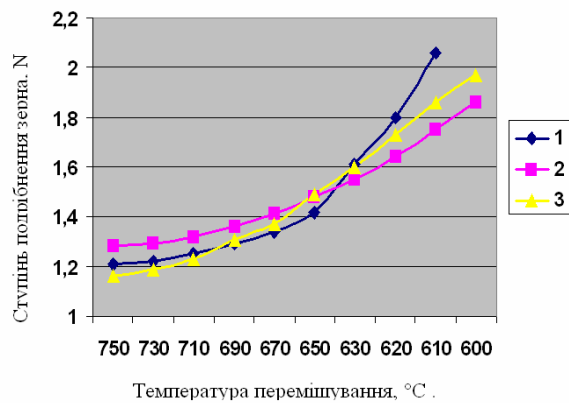


Рис. 1. Вплив температури перемішування розплаву на ступінь подрібнення зерна: 1 – сплав АМгбл; 2 – сплав АМг10; 3 – сплав АМг11

показано вище, при даних температурах ефект подрібнення розміру зерна від перемішування розплаву є максимальним.

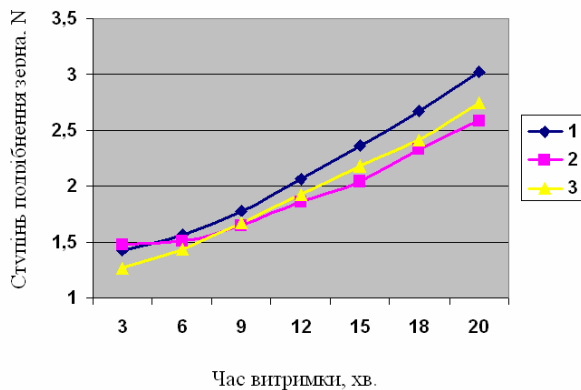


Рис. 2. Вплив часу перемішування розплаву на ступінь подрібнення зерна ливарних сплавів системи Al–Mg: 1 – АМгбл; 2 – АМг10; 3 – АМг11

зерна алюмінієвого твердого розчину ливарних сплавів системи Al–Mg.

Перемішування розплаву типових ливарних сплавів системи Al–Mg навіть в області високого перегрівання розплаву (на 120...140 °C вище за температуру початку кристалізації сплавів) впливає на зменшення середнього розміру зерна досліджуваних сплавів на 15...30%. Зменшення температури перемішування розплаву суттєво збільшує ефект подрібнення зерна усіх трьох досліджуваних сплавів. Особливо сильно середній розмір зерна даних сплавів зменшується в двофазній зоні при температурах на 10...20 °C нижчих за температуру початку кристалізації. Для сплаву АМгбл перемішування розплаву при температурі 610 °C (час перемішування 12 хв., подальше охолодження із швидкістю $V_{охл.} = 0,5 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$) впливає на зменшення середнього розміру зерна у 2 рази. Для сплаву АМг10 перемішування розплаву при температурі 600 °C (час перемішування 12 хв, подальше охолодження із швидкістю $V_{охл.} = 0,5 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$) впливає на зменшення середнього розміру зерна в 1,8 рази, а для сплаву АМг11 перемішування розплаву при температурі 600 °C (час перемішування 12 хв, подальше охолодження із швидкістю $V_{охл.} = 0,5 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$) впливає на зменшення середнього розміру зерна в 1,9 рази.

Показно, що разом з температурою важливим параметром є час перемішування розплаву.

Експериментально встановлено, що при збільшенні часу перемішування розплаву більше 15...20 хв інтенсифікуються процеси вигорання магнію і окислення розплаву досліджуваних сплавів. Тому час перемішування розплаву потрібно обмежити до 10...15 хв.

Разом з температурою важливим параметром перемішування розплаву є час перемішування. На рис. 2 наведено результати експериментальних досліджень із впливу часу перемішування розплаву на ступінь подрібнення зерна

$N = \frac{D_{вихід}}{D_{оброб}}$ (де $D_{вихід}$ – розмір зерна вихідного сплаву, $D_{оброб}$ – розмір зерна сплаву, який в рідкому стані піддали механічному перемішуванню) ливарних сплавів системи Al–Mg.

Дані дослідження проводили при постійних температурах для кожного сплаву, які є на 10...20 °C нижчими за температуру початку кристалізації сплавів (температура перемішування розплавів: для сплаву АМгбл – 610 °C, для сплавів АМг10, АМг11 – 600 °C; $V_{охл.} = 0,5 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$). Як було

Встановлено, що при збільшенні часу перемішування розплаву з 3 до 20 хв зростає ступінь подрібнення зерна досліджуваних сплавів (рис. 2). Для сплаву АМгбл збільшення часу перемішування з 3 до 20 хв впливає на подрібнення середнього розміру зерна алюмінієвого твердого розчину з 1,4 до 3,0 разів (з 152 до 72 мкм). Для сплаву АМг10 збільшення часу перемішування з 3 до 20 хв впливає на подрібнення зерна алюмінієвого твердого розчину з 1,5 до 2,6 разів (з 170 до 98 мкм). Для сплаву АМг11 збільшення часу перемішування з 3 до 20 хв впливає на подрібнення зерна алюмінієвого твердого розчину з 1,3 до 2,7 разів (з 248 до 115 мкм).

На прикладі сплавів АМгбл, АМг10 та АМг11 встановлено вплив механічного перемішування розплаву на середній розмір зерна алюмінієвого твердого розчину ливарних сплавів системи Al–Mg.

Встановлено, що при збільшенні часу перемішування розплаву з 3 до 20 хв зростає ступінь подрібнення зерна досліджуваних сплавів (рис. 2). Для сплаву АМгбл збільшення часу перемішування з 3 до 20 хв впливає на подрібнення середнього розміру зерна алюмінієвого твердого розчину з 1,4 до 3,0 разів (з 152 до 72 мкм). Для сплаву АМг10 збільшення часу перемішування з 3 до 20 хв впливає на подрібнення зерна алюмінієвого твердого розчину з 1,5 до 2,6 разів (з 170 до 98 мкм). Для сплаву АМг11 збільшення часу перемішування з 3 до 20 хв впливає на подрібнення зерна алюмінієвого твердого розчину з 1,3 до 2,7 разів (з 248 до 115 мкм).

На прикладі сплавів АМгбл, АМг10 та АМг11 встановлено вплив механічного перемішування розплаву на середній розмір

Лоскутова Т.В., Хижняк В.Г., Дудка О.І., Погребова І.С., Бобіна М.М., Дегула А.І.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

ЖАРОСТІЙКІСТЬ ПОКРИТТІВ НА ОСНОВІ КАРБІДУ ТИТАНУ

E-mail: LoskTV@bigmir.net

Дифузійні покриття на основі карбідів перехідних металів, незважаючи на високу твердість і зносостійкість в процесі експлуатації, досить швидко виходять із ладу. Це пов'язано з тим, що раціональна товщина карбідних покриттів на сталях не перевищує 15,0...20,0 мкм і при наявності підвищених контактних, ударних, знакозмінних навантажень, покриття можуть продавлюватись та в подальшому сколюються з поверхні виробів [1]. Для усунення можливості продавлювання карбідних покриттів у процесі експлуатації виробу після ХТО необхідно піддавати термічному обробленню для зміцнення основи (гартуванню і відпуску). У результаті такого оброблення безпосередньо під покриттям виникає підшар з мартенситною структурою, який запобігає продавленню дифузійного шару, забезпечуючи підвищення довговічності виробів. Температури нагрівання під гартування вуглецевих сталей лежать в інтервалі температур 1000...1180 К. Враховуючи, що технологічно найпростішим є нагрівання під гартування в повітряній атмосфері, можливість проведення цієї операції при обробленні сталей з покриттями без пошкодження останніх представляє практичний інтерес [3].

Покриття на основі карбиду титану наносили в спеціальній установці, розробленій на кафедрі металознавства і термічної обробки НТУУ «КПІ» [1]. Процес проводили в замкненому реакційному просторі, при зниженому тиску активної газової фази – 10^4 Па, при температурі процесу 1323 К впродовж 4 годин. Як вихідні реагенти для нанесення покриттів використовували порошок титану технічної чистоти, CCl_4 і графіт. Насиченню піддавали зразки з вуглецевої сталі У8А.

Отримані покриття виявляються у вигляді світлої полоси з чітко вираженою межею розділу покриття-основа. Рентгеноструктурним аналізом встановлено, що на поверхні зразків формується карбід титану TiC . Товщина покриття складає 15,0...17,0 мкм, мікротвердість – 36,0...38,0 ГПа.

Результати, які отримані при дослідженні жаростійкості сталі У8А з покриттями після титанування, показали, що на диференціальних термічних кривих зміни вмісту тепла протягом часу спостерігається два спади при температурах 915 К і 1188 К. Перший відповідає поліморфному перетворенню TiO_2 (α -анатаз) \rightarrow TiO_2 (β -анатаз), другий – TiO_2 (β -анатаз) \rightarrow TiO_2 (рутил), та супроводжуються поглинанням тепла [2]. На кривих зміни маси та швидкості зміни маси сталі У8А після титанування при температурі 993 К починається інтенсивний приріст маси, що вказує на його окиснення. Приріст маси після окислення до температури 1273 К протягом однієї години складає 0,023973 г/м². Рентгеноструктурний аналіз окислених зразків після титанування показав, що на поверхні утворилися оксиди титану TiO_2 та заліза Fe_2O_3 .

Оскільки температура нагрівання при гартуванні сталі У8А перевищує задані температури окислення, то для збереження захисного покриття необхідно застосовувати захисні атмосфери. Найбільш простим способом захисту від окислення є застосування засипок; нами [3] розроблено склад герметизувального порошку, який містить у % по масі: 20...50% порошку оксиду алюмінію Al_2O_3 і 50...80% порошку карбиду кремнію SiC . Встановлено, що, якщо товщина засипки розробленого складу буде не менша $20 \cdot 10^{-3}$ м, то вона надійно захистить від окислення поверхню сталей і покриттів при нагріванні.

Література:

1. Лоскутов В.Ф., Хижняк В.Г., Погребова І.С., Горбатюк Р.М., Бочар І.П. Карбідні покриття на сталях і твердих сплавах. – Тернопіль: Лілея, 1998. – 144 с.
2. Самсонов Г.В., Борисова А.Л., Жидкова Т.Г. и др. Физико-химические свойства окислов. – М.: Металлургия, 1978. – 472 с.
3. Чернега С.М., Лоскутов В.Ф., Лоскутова Т.В., Єгорова О.М., Дяченко О.А., Янцевич К.В. Спосіб герметизації контейнерів при хіміко-термічній обробці металевих виробів. Деклараційний патент України на винахід №54844 А від 17.03.2003. – Бюл. №3.

Лук'яненко О.Г., Труш В.С.

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

ВПЛИВ ПАРЦІАЛЬНОГО ТИСКУ КИСНЮ НА ПРИПОВЕРХНЕВИЙ ШАР СПЛАВІВ VT1-0 ТА Zr-1%Nb ЗА ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ

Завдяки поєднанню унікальних фізико-механічних властивостей сплави на основі титану та цирконію широко використовуються у різних галузях промисловості. Спільною особливістю цих металів є висока реакційна здатність до елементів втілення (зокрема кисню), насичення якими призводить до твердорозчинного зміцнення приповерхневого шару металу. Слід відмітити, що насичення цих матеріалів, а відтак твердорозчинне зміцнення, відбувається під час технологічних або експлуатаційних нагрівань, термічного або хіміко-термічного оброблення. У цьому випадку в металі формується приповерхневий газонасичений шар певної глибини з градієнтом концентрації кисню, а відтак і градієнтом твердості.

Мета роботи – встановити вплив парціального тиску кисню за термічного оброблення в контрольованому кисневмісному газовому середовищі на поверхню та приповерхневий шар титанового VT1-0 та цирконієвого Zr-1%Nb сплавів.

Приповерхневий газонасичений шар формували на зразках титанового сплаву VT1-0 та цирконієвого сплаву Zr-1%Nb, виготовлених з пластин товщиною ~1 мм, термічним обробленням ($T = 750\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t = 5$ год) у контрольованому газовому середовищі за різного парціального тиску кисню: $P_{\text{O}_2} = 2,6 \cdot 10^{-2}$ Па – режим *P1*; $P_{\text{O}_2} = 2,6 \cdot 10^{-3}$ Па – режим *P2*; $P_{\text{O}_2} = 2,6 \cdot 10^{-4}$ Па – режим *P3*.

Згідно з отриманими результатами (табл. 1 та рис. 1) твердість поверхні після різних режимів оброблення змінюється: для сплаву VT1-0 в діапазоні від $HV_{0,49} = 340 \pm 35$ до $HV_{0,49} = 850 \pm 45$, для сплаву Zr-1%Nb від $HV_{0,49} = 245 \pm 35$ до $HV_{0,49} = 550 \pm 40$. Враховуючи, що розчинність кисню в α -титані становить 33% ат., а в α -цирконії – 27% ат., а за температури $750\text{ }^{\circ}\text{C}$ швидкість дифузії кисню в цих сплавах приблизно однакова, тому після ХТО питомий приріст маси зразків та градієнт твердості у приповерхневому шарі титану більший, ніж у цирконію.

Таблиця 1 – Вплив режимів оброблення на характеристики сплавів VT1-0 і Zr-1%Nb

Сплав		VT1-0			Zr-1%Nb		
Режим ХТО		<i>P1</i>	<i>P2</i>	<i>P3</i>	<i>P1</i>	<i>P2</i>	<i>P3</i>
Мікротвердість $HV_{0,49}$	Серцевина	195±25			205±20		
	Поверхня	850±45	760±60	340±35	550±40	360±45	245±35
	ΔH	655	570	150	345	155	40
Розмір зміцненого шару, мкм		37...44	25...33	22...27	40...45	30...35	21...26
Приріст маси $\Delta M/S$, мкг/мм ²		1,842	1,458	0,372	1,657	0,932	0,201

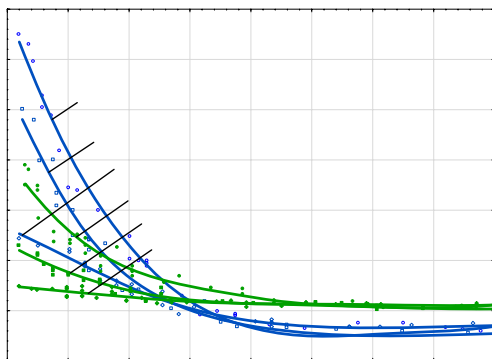


Рис. 1. Розподіл твердості у приповерхневому шарі сплавів VT1-0 (1, 2, 3) та Zr-1%Nb (4, 5, 6) після ХТО за режимами: 1, 4 – *P1*; 2, 5 – *P2*; 3, 6 – *P3*

Сплав VT1-0 менш чутливий до кисню, ніж цирконієвий сплав Zr-1%Nb: після оброблення за режимом *P1* на поверхні титанового сплаву проявляються границі зерен (рис. 2, а) в результаті швидшої дифузії кисню границями зерен і малої швидкості утворення суцільної оксидної плівки, у той час як поверхня сплаву Zr-1%Nb вкрита суцільною оксидною плівкою, і границі зерен проявляються менше (рис. 2, б).

Висновки. Термічне оброблення у газовому середовищі за різного парціального тиску кисню зумовлює більший граді-

ент твердості у приповерхневому шарі сплаву ВТ1-0, ніж на цирконієвому сплаві Zr-1%Nb. Пониження парціального тиску кисню $2,6 \cdot 10^{-2} \dots 2,6 \cdot 10^{-4}$ Па під час ХТО зменшує приріст маси у ~ 5 разів для ВТ1-0 та у ~ 8 разів для Zr-1%Nb.

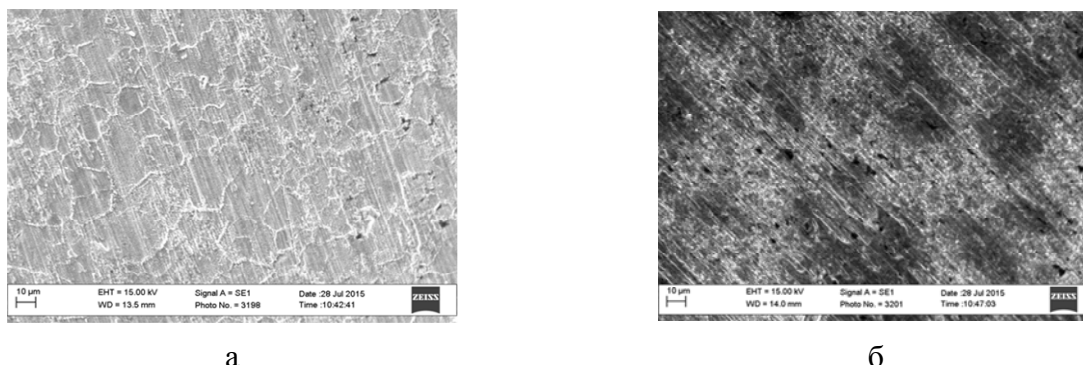


Рис. 2. Поверхня зразків сплавів ВТ1-0 (а) та Zr-1%Nb (б) після оброблення за режимом *PI*

Лысенко Т.В., Шинский О.И., Солоненко Л.И., Васильев Д.С.
(ОНПУ, г. Одесса)

ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ФОРМ

Проблема получения литейной формы заданной прочности при минимальных затратах труда, энергетических и материальных ресурсов, а также соблюдения экологической безопасности производства является весьма актуальной. Одним из возможных способов решения этой проблемы может стать использование в литейном производстве низкотемпературных форм (НТФ), отвечающих всем этим условиям [1]. Для ограничения объема опытно-лабораторных работ и получения общих зависимостей влияния параметров НТФ на её прочностные характеристики использован метод многофакторного эксперимента. Элементами многофакторного эксперимента являются влажность смеси (В), температура замораживания (Т), добавка глины (Г), максимальный размер зерен песка (М).

По результатам 16 экспериментов по каждому виду испытаний были получены уравнения регрессии для определения прочности как многофакторной функции:

$$\sigma_{сж} = -1,89 + 0,55B - 0,07T - 0,41Г + 5,34M - 0,007BT + 0,004BG - 0,3BM - 0,015TG + 0,021TM - 0,28GM \quad (1)$$

$$\sigma_{и} = 1,14 + 23,17B - 0,0338T - 0,266Г + 0,0602M - 0,0045BT + 0,0045BG + 0,0633BM - 0,0023TG + 0,0193TM + 0,2533G \quad (2)$$

где $\sigma_{сж}$ – предел прочности на сжатие;

$\sigma_{и}$ – предел прочности на изгиб.

Анализ полученных уравнений позволил сделать вывод о достаточно высоком уровне детерминированности, что указывает на наличие сильной зависимости между независимыми переменными и уровнем прочности формы.

Полученные уравнения могут быть использованы для прогноза уровня прочности НТФ. Расчеты значимости переменных показали, что основными факторами, оказывающими влияние на прочность формы, являются влажность и температура, в то время как количество глины и дисперсность песка практически не оказывают влияния на прочность НТФ.

В результате проведенных исследований с целью определения прочностных показателей низкотемпературных форм были построены математические модели, позволяющие прогнозировать прочностные показатели замороженных форм в зависимости от их технологических параметров и номограммы, позволяющие определять технологические параметры замороженных форм в зависимости от требуемого уровня их механических свойств. Основными факторами, оказывающими влияние на прочностные свойства замо-

роженной формовочной смеси, являются влажность и температура охлаждения, менее эффективно на повышении прочности сказывается добавка в смесь глины и уменьшение зернистости песка [2]. Прочность на сжатие смеси с 5% влажности и без добавки глины превышает 8...11 МПа, что значительно выше уровня прочности сухих форм. Отмечено повышенное сопротивление замороженной формы изгибающим напряжениям [3]. Установлены соотношения между величинами $\sigma_{сж}$, $\sigma_{и}$, и $\sigma_{р}$ для обычных и замороженных формовочных смесей. Для замороженных смесей при температуре $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ $\sigma_{сж} > 2\sigma_{и} > 10\sigma_{р}$, в отличие от обычных смесей, для которых $\sigma_{сж} > 10\sigma_{р} > 30\sigma_{из}$.

Литература:

1. Грузман В.М. Литье в замороженные формы: Обзор. – М.: 1983. – 40 с.
2. Минова Сусуму, Ниномия Мицуо, Ота Хидеаки, Такаянаги Такеси. Прочность на изгиб замороженной формы // Imono J.Jap. Foundrymen's Soc, 1982, 54. – №5. – P.309...313.
3. Минова Сусуму, Ота Хидеаки, Ниномия Мицуо. Исследование влажности в замороженной форме // Imono J.Jap. Foundrymen's Soc, 1980, 52. – №9. – P.530...535.

Лютий Р.В., Прилуцький М.І.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

ВПЛИВ СПОСОБУ ПРИГОТУВАННЯ РІДКОГО СКЛА НА ВИБИВАЄМІСТЬ СТРИЖНЕВОЇ СУМІШІ

Рідке скло (РС) являє собою водний розчин лужних силікатів змінного складу $\text{Na}_2\text{O} \times m\text{SiO}_2$ або $\text{K}_2\text{O} \times m\text{SiO}_2$. Існує два способи приготування РС: двостадійний (сухий) і одностадійний (мокрый) [1, 2].

Найширше застосовується сухий спосіб. При цьому спочатку одержують тверді силікати натрію сплавленням у спеціальних печах при $1400...1450\text{ }^{\circ}\text{C}$ кварцового піску із содою Na_2CO_3 або сульфатом натрію Na_2SO_4 . Розтоплену рідку масу випускають із печі і гранулюють (водою), в результаті чого утворюються шматки (2...20 мм), які називають силікатною глибою. Другою стадією приготування РС є розчинення у воді подрібненої до розмірів 0,1...10 мм силікатної глиби в автоклавах при температурі $120...130\text{ }^{\circ}\text{C}$ і тиску пари 0,3...0,8 МПа. Розчин перемішується, внаслідок чого прискорюється процес розчинення силікатів натрію у воді.

У разі одностадійного способу кремнезем розчиняють у натрієвому лузі (при нагріванні в автоклавах) до одержання розчину лужних силікатів необхідної концентрації, без попереднього одержання силікатної глиби.

Основним недоліком РС як зв'язувального компонента є труднощі вибивання виливків із форм і стрижнів із виливків. Причина цього – розплавлення силікатів натрію при нагріванні форми металом ($> 800\text{ }^{\circ}\text{C}$) і наступне спікання формувальної суміші при охолодженні, що призводить до значного підвищення її залишкової міцності. Як правило, міцність суміші після охолодження вилівка у 3...4 рази перевищує початкову міцність.

Вирішенню цієї проблеми присвятили свій час і сили багато видатних ливарників. Але, на жаль, остаточного вирішення на сьогодні не знайдено.

У нашій роботі з метою покращення вибиваємості суміші реалізовано новий оригінальний спосіб приготування рідкого скла. Для зменшення негативного впливу натрієвої складової було проведено високотемпературне вакуумне оброблення силікатної глиби. Глиба з модулем 2,6...2,8 була оброблена за спеціальним режимом у вакуумній термічній печі (нагрівання $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ з витримкою). При цьому глиба спочатку розм'якшилася і підплавилася, а надалі перейшла у твердий склоподібний стан, який не змінювала при подальшому підвищенні температури. Повторне нагрівання глиби до $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ не призвело до її підплавлення, тобто евтектичний розплав у ній повторно не утворився.

При високій температурі в вакуумі найбільш ймовірною є сублимація або випаровування лужної складової Na_2O , після чого в силікатній глибі залишається переважно

кремнезем SiO_2 . Спектральний аналіз зразків глиби до і після вакуумної витримки показав зменшення кількості Na у два рази, що частково підтверджує висловлене припущення.

З обробленої вакуумом силікатної глиби приготували рідке скло. Стрижнева суміш вміщувала 96% кварцового піску і 4% рідкого скла. Стандартні циліндричні зразки зміцнювали в печі при 200°C протягом 30 хв. Міцність при стисканні 2,4...2,5 МПа, що відповідає міцності звичайних рідкоскляних сумішей.

За традиційною методикою визначення вибиваємості [1, 3] зразки дослідженої суміші були залиті сталлю 20Л при температурі 1550°C . Для вибивання зразків було виконано 14 ударів лабораторного копра, тобто робота вибивання становить 42 Дж, тоді як для традиційних рідкоскляних сумішей вона ніколи не була меншою за 200 Дж.

Отже, високотемпературне вакуумне оброблення (1000°C) силікатної глиби, призначеної для приготування рідкого скла, можна розглядати як перспективний спосіб покращення вибиваємості стрижневих сумішей.

Література:

1. Болдин А.Н., Давыдов Н.И., Жуковский С.С. и др. Литейные формовочные материалы. Формовочные, стержневые смеси и покрытия. – М.: Машиностроение, 2006. – 507 с.
2. Дорошенко С.П., Авдокушин В.П., Русин К., Мацашек И. Формовочные материалы и смеси. – К.: Вища школа, 1980. – 416 с.
3. Дорошенко С.П., Ващенко К.И. Наливная формовка. – К.: Вища школа, 1980.– 176 с.

Лютова О.В., Авраменко К.А.

(ЗНТУ, г. Запорозьє)

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ ПРОИЗВОДСТВА НА КАЧЕСТВО ВТОРИЧНЫХ СИЛУМИНОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ГРАФИЧЕСКИХ МЕТОДОВ ОПТИМИЗАЦИИ

Цель исследований состояла в решении проблем современного литейного производства с использованием низкосортной шихты и производстве на ее основе высококачественных вторичных литейных алюминиевых сплавов.

Украина не имеет собственного производства первичного алюминия и его сплавов и потребности промышленности удовлетворяет за счет валютных закупок этих материалов. Широкое применение вторичных сплавов позволит:

- значительно сократить валютные затраты;
- существенно снизить себестоимость продукции;
- уменьшить объемы загрязнения внешней среды.

Для повышения механических (прочность, пластичность, твердость) и технологических (жидкотекучесть, пористость, линейная усадка) свойств вторичных алюминиевых сплавов применялась комплексная обработка, которая включала в себя усовершенствованные процессы рафинирования и модифицирования.

Была предложена двухэтапная обработка жидкого металла:

- в печи;
- в ковше.

Увеличение содержания стружки в шихте и увеличение содержания железа в составе вторичного силумина АК9М2, в исследуемых пределах, способствовало образованию неупорядоченной дифференцированной структуры, увеличению объемной доли интерметаллидных включений неблагоприятной формы (Al_5SiFe , $\text{Al}_4\text{Si}_2\text{Fe}$, $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{S}_6$), а также их размеров. Присадки модификатора в количестве 0,12...0,15% позволили значительно улучшить структуру вторичного сплава за счет уменьшения размеров интерметаллидных фаз, их глобуляризации и равномерного распределения, а также за счет снижения балла пористости в среднем с 2,5...2 до 1...0 балла согласно ДСТУ 2839-94.

С использованием методов математического планирования эксперимента изучено влияние содержания стружки в шихте, железа в сплаве и рафинирующе-модифицирующей обработки на механические и литейные свойства вторичного силумина АК9М2.

Графический анализ полученных зависимостей показал, что увеличение содержания стружки в шихте с 1 до 19%, а также железа в сплаве с 0,66 до 2,34%, приводило к снижению жидкотекучести на 30..35%, уменьшению линейной усадки на 18...20%, снижению трещиностойкости, к росту пористости в среднем с 0,5 до 2...2,5% балла, вследствие увеличения количества интерметаллидных фаз неблагоприятной формы.

Увеличение присадки модификатора с 0,02% до 0,15% приводило к увеличению жидкотекучести на 10...15%, линейной усадки на 30...35% вследствие снижения пористости в среднем с 2,5 до 0,5 баллов; обеспечению максимальной трещиностойкости благодаря трансформации фазы Al_3SiFe , которая кристаллизуется в виде тонких вытянутых пластин, в соединении $Al_{15}(FeMn)_3Si_2$.

Графический анализ результатов исследований показал, что уровень механических свойств вторичного силумина АК9М2, который соответствует ДСТУ 2839-94, был достигнут при содержании стружки в шихте 10...15%, железа в сплаве 1,0...1,5%, присадки модификатора в количестве 0,10...0,15%.

Учитывая наличие наследственности в алюминиевых сплавах, можно сохранить оптимальный уровень свойств вторичных алюминиевых сплавов на последующих стадиях переработки.

Максюта И.И., Квасницкая Ю.Г., Нейма А.В., Михнян Е.В.

(ФТИМС НАН Украины, г. Киев)

ПОЛУЧЕНИЕ ОТЛИВОК МЕТОДОМ КОМБИНИРОВАНИЯ СПОСОБА ЛВМ И ВЫЖИГАНИЯ

E-mail: teleportik123@ukr.net

Технологически перспективной на предприятиях газотурбостроения для повышения точности отливок является замена воскодержущих моделей при способе литья по выплавляемым моделям (ЛВМ) пенополистироловыми (ППС), удаляемыми методом выжигания.

Однако при обжиге формы на ее внутренней поверхности могут выявляться специфические дефекты, расположенные в местах скопления расплавленного ППС. Причиной появления данных дефектов может быть отрыв микрочастиц керамики от поверхности формы при расплавлении моделей в процессе обжига форм. Такой вид брака возможно сократить при применении более прочных видов ППС-моделей с шероховатостью поверхности не ниже шестого класса по ДСТУ ГОСТ 25142:2009 (ГОСТ 2789-73). Исходя из этого, для предотвращения возникновения вышеописанных дефектов, авторами предложено комбинированное использование способа ЛВМ и выжигания, что также повышает экономичность и экологичность процесса.

Из подвспененного полистирола марки ПСБ-25 (ДСТУ Б EN 13163-2013) плотностью 25 кг/м^3 в автоклаве ГП-400 были изготовлены модели рабочей лопатки II ступени двигателя ДУ 80. Для обеспечения нужной чистоты поверхности керамической оболочки формы, а соответственно, и литой детали, модели лопаток перед сборкой окунали в расплавленный парафин марки Т-1 (СТО 00148636-004-2007). Также нами успешно опробовано покрытие из воскоподобной модельной массы Велен 1 и 3%-го раствора канифоли в спирте. При этом на поверхности модели оседает слой от 0,2 мм, что способствует гарантированному припуску на обработку и снижению шероховатости, обеспечивает технологический зазор, компенсирующий термическое расширение ППС-модели в процессе выжигания.

Литейный блок собирали на стандартную литниковую систему из модельной массы КС-5А, разработанной фирмой «Карион» (г. Днепропетровск). По используемому на

предприємств процесу (ЛВМ) нанесли 7 слоїв огнеупорної кераміки на основі мікропорошка М10 електрокорунда білого марки 24А (ГОСТ 28818-90) на етилсиликатному зв'язуючому (етилсиликат 40, ТУ 2435-427-057 63441-2004). На першому етапі технологічного циклу виплавляли модельну масу з литникової системи і поверхності моделей, приймаючи заходи, щоб зона оболонки з лопатками з ППС не підвергалась інтенсивному нагріву. Для цього на зону блоку лопаток нанесли обмотку з теплоізолятора на основі муліто-кремнеземистого волокна МКРР-130 (використовували мати товщиною ~10 мм в два шари), а потім помістили на розігрітий в печі піддон. На другому етапі, після виплавки модельної маси, блок охладили обдувом повітря (вентилятором), видалили теплоізолятор і загрузили в термічну печку камерного типу чашей вниз для вижигання ППС і залишків модельної маси згідно режиму: температура загрузки в печку – 20...25 °С з підйомом температури 100 °С/год з відкритою дверцятами для підсоса повітря. Через 1 год витримки при 750 °С охладили блоки з печкою до кімнатної температури. Зольний залишок від вижигання модельної маси видалили з допомогою ежектора, а потім промыли (наливом) декілька раз теплою водою. Потім форму висушили в шафі при температурі 200 °С, загрузили на попередню прокалку при 850...900 °С в камерну печку на 8...10 годин з наступною заливкою сплавом СМ88У ВІ (ХН57КВІЮТМБРЛ) в литній установці УППФ-2 згідно прийнятому на підприємстві регламенту.

Дослідження якості отриманих литок показало відсутність обеднення контактної зони метал-форма основними легируючими елементами, підвищення розмірної точності литок і покращення шорхуватості поверхності деталей.

Максюта І.І., Квасницька Ю.Г., Михнян О.В., Нейма О.В.
(ФТІМС НАН України, м. Київ)

АНАЛІЗ ТЕРМОМЕТРИЧНИХ ДАНИХ КРИСТАЛІЗАЦІЇ СПЛАВІВ ПРИ ЛИТТІ ЛОПАТОК ГТД У КОМПЛЕКСНОМОДИФІКОВАНИХ КЕРАМІЧНИХ ФОРМАХ

E-mail: mixnyan@ukr.net

На етапі прожарювання литної керамічної форми її елементи (стрижень і оболонка) знаходяться під впливом нерівномірного температурного поля. Під час заливки в цю систему включається рідкий, а потім і затвердіваючий розплав. Виникає складний напружено-деформований стан системи «стрижень – оболонка – вилівок», який і визначає, в кінцевому підсумку, просторову точність деталі.

З метою виявлення впливу нерівномірності температурних полів на геометричну точність складнопрофільного вилівка, авторами роботи було проведено термометрування під час кристалізації розплаву у керамічних формах, котрі були виготовлені з комплексномодифікованої кераміки, розробленої у ФТІМС НАНУ. Ця нова вогнетривка суміш на основі корунду включає домішки у вигляді дрібнодисперсних металевих порошоків алюмінію, кремнію та бору і відрізняється від стандартних сумішей підвищеною термічною, хімічною стабільністю та міцністю, що дає можливість підвищити температуру форми при заливці у неї розплаву. Як відомо, це може зменшити перепад температур по перерізу деталі та вздовж вилівка. Як деталь було вибрано лопатку ГТД складного профілю.

Точки виміру температури були обрані в термічних вузлах (замок лопатки), в переходах від замка до пера і по центру пера. В обрані точки на моделі лопатки впаяли двуканальну соломку (виготовлена з матеріалів на основі Al_2O_3) довжиною 15...20 мм та діаметром отворів 0,4 мм, покрили її парафіном, щоб після виготовлення форми соломку можна було видалити. На підготовлений блок нанесли шар кераміки звичайним способом. Після утворення додаткової керамічної оболонки провели виплавлення модельної маси і витягнули впаю в модель соломку. Відпал форми здійснювали в печі при температурі 1250 °С протягом двох годин, охолоджували, закріплювали в отворах на певній глибині вольфрам-ренієві термометри типу ВР 5/20. Розплавлення сплаву і заливка форм прово-

дили за регламентом підприємства на ливарній установці УППФ-2. Отримані в процесі кристалізації сплаву графічні криві розшифровували за допомогою тарувальних графіків. Були вибрані температури підігрівання форм для термометрування – 950 °С, 1020 °С, 1050 °С. Температура заливання металу становила 1560 °С. Після розшифрування діаграм були побудовані криві охолодження і криві розподілу температур по перерізу лопатки в певний момент часу. Так, при заливанні форми, нагрітої до 950 °С різниця температур між серединою пера і надливною частиною лопатки становила 320 °С, а максимальна різниця температур між пером і надливною частиною лопатки – 420 °С, в той час як максимальна різниця температур між пером і нижньою бандажною полицею – 330 °С. При термометруванні форми, нагрітої до 1020 °С, встановили, що різниця температур між серединою пера і нижньою бандажною полицею – 150 °С. При нагріванні форми до 1050 °С різниця температур між серединою пера і нижньою бандажною полицею через 2 с після заливання становила 100 °С, а через 10 і 20 с зростає до 120...130 °С.

Таким чином, результати термометрування показали, що перепад температур у різних перерізах зменшується із збільшенням температури підігрівання форм, що вдосконалює умови кристалізації лопаток та створює можливість отримання лопаток з більш щільною структурою.

Отже, більша термо- та хімічна стійкість комплексномодифікованої оболонкової багатошарової корундової форми дозволяє підвищити її температуру під час заливання металу і отримати вилівок з поліпшеною розмірною точністю і покращеною структурою.

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

ПОВЫШЕНИЕ СВОЙСТВ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА ЗА СЧЕТ ПОЛУЧЕНИЯ В НЕМ АУСТЕНИТА И УПРАВЛЕНИЯ ЕГО КОЛИЧЕСТВОМ И СТАБИЛЬНОСТЬЮ

E-mail: leonid-malinov@yandex.ru

Важным фактором повышения механических свойств и износостойкости наплавленного металла является получение в его структуре, наряду с другими составляющими, аустенита и управление его стабильностью. В работе приведены результаты исследований экономнолегированного наплавленного металла различных структурных классов, включающих аустенит.

В высоколегированном наплавленном слое аустенит можно получить непосредственно после наплавки, а низколегированном он отсутствует и его следует получать термобработкой. Для достижения наиболее высокого уровня свойств, применительно к конкретным условиям нагружения, необходимы определенное количество и степень стабильности аустенита в структуре наплавленного металла.

В работе определялись структура, фазовый состав, механические свойства абразивная и ударно-абразивная износостойкость наплавленного металла разных структурных классов.

Например, для получения высокого уровня прочностных свойств, при достаточной пластичности следует наряду с малоуглеродистым мартенситом и/или бейнитом иметь в структуре наплавленного металла не более 15...20% аустенита. При испытаниях на растяжение прирост мартенсита деформации на участке равномерного удлинения не должен превышать 10%. Высокие характеристики пластичности и ударной вязкости достигаются при получении преимущественно структуры аустенита, постепенно превращающегося в мартенсит деформации при нагружении, когда пластическая деформация дислокационным механизмом практически исчерпана. В этом случае в зоне равномерной деформации образцов его количество не должно превышать 15...20%. В случае абразивного изнашивания наиболее высокую износостойкость имеет наплавленный металл со структурой высокоуглеродистого мартенсита, карбидов и аустенита (50...60%), интенсивно превращающегося в мартенсит деформации на изнашиваемой поверхности. Его прирост должен состав-

лять не менее 30...40%. Аналогичный результат достигается, когда структура наплавленного слоя является аустенитно-карбидной, а прирост мартенсита деформации на изнашиваемой поверхности составляет 40...50%.

Напротив, в случае интенсивного ударно-абразивного изнашивания структура наплавленного металла должна иметь преимущественно высокоуглеродистый сильно наклепывающийся аустенит повышенной стабильности. Прирост мартенсита деформации на изнашиваемой поверхности не должен превышать 10...15%. Для получения требуемого количества аустенита, управления его количеством и стабильностью в наплавленном металле предложено проводить закалку или нормализацию с температур, превышающих обычно применяемые. Малоуглеродистый низколегированный наплавленный металл предварительно следует цементировать. Выбор температуры аустенитизации должен обеспечить растворение в аустените части карбидов, как следствие снижение мартенситной точки, и получение заданного количества аустенита требуемой стабильности. В зависимости от химического состава существует оптимальная температура такого нагрева. Превышение ее вызывает полное растворение карбидов, чрезмерное повышение стабильности аустенита, рост зерна в наплавленном металле и, соответственно, снижение его свойств.

Отпуск за счет различных температурно-временных режимов его проведения также позволяет управлять количеством и стабильностью аустенита в том случае, когда в наплавленном металле они не являются оптимальными. Повышение устойчивости аустенита по отношению к деформационному мартенситному превращению в наплавленном металле достигается отпуском при 250...300 °С продолжительностью 1...3 часа. При необходимости интенсифицировать деформационное мартенситное превращение проводится дестабилизация аустенита за счет высокого отпуска при 600...650 °С продолжительностью 1...2 часа. При большой продолжительности низкого отпуска и кратковременности высокого, процессы стабилизации и дестабилизации могут быть противоположными, как указано выше. При получении наплавленного металла, содержащего 7...8% марганца со структурой малоуглеродистого мартенсита, отпуск при 620...650 °С позволяет получить в структуре 25...30% метастабильного вторичного аустенита и управлять за счет времени выдержки его количеством и стабильностью, а, соответственно, изменять свойства в нужном направлении. Образование вторичного аустенита обусловлено тем, что температура высокого отпуска соответствует межкритическому интервалу температур, в котором происходит перераспределение углерода и марганца между α и γ фазами, обогащение последней этими элементами и снижение мартенситной точки. Высокий отпуск, проводимый обычно для снятия внутренних напряжений в наплавленном металле, приводящий к снижению его прочностных свойств и износостойкости, в данном случае вызывает противоположный эффект.

Управлять количеством и стабильностью аустенита в наплавленном металле позволяет пластическая деформация. Проще всего в промышленных условиях проводить обкатку роликом наплавленного металла или обдувку его дробью. При этом степень деформации должна выбираться с учетом исходных структуры, фазового состава и условий эксплуатации. Усилить стабилизацию или дестабилизацию аустенита, вызванную, холодной пластической деформацией, можно проведением соответствующего отпуска. Получение в наплавленном металле структуры метастабильного аустенита в сочетании с различными обработками открывает широкие возможности для повышения долговечности деталей машин и инструментов, работающих в различных условиях нагружения.

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

(ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)

**НЕТИПОВАЯ ИЗОТЕРМИЧЕСКАЯ ЗАКАЛКА СТАЛЕЙ ИЗ
МЕЖКРИТИЧЕСКОГО ИНТЕРВАЛА ТЕМПЕРАТУР**

E-mail: leonid-malinov@yandex.ru

Бейнитно-аустенитную структуру можно получить нетрадиционным способом. Суть его заключается в том, что после аустенитизации охлаждение до заданной температуры в бейнитном интервале проводится в воде для предотвращения образования ферритокарбидной смеси, а изотермическая выдержка – в печи. Аналогичную структуру обеспечивает прерванная закалка, включающая охлаждение в воде, и последующее – на воздухе в интервале промежуточного превращения. Целесообразно проводить нагрев в МКИТ, т.к. это позволяет создать многофазную структуру. Ранее это было показано А.А. Петруненьковым с сотрудниками на стали 35ГС. Нагрев в МКИТ дозвлектоидных сталей позволяет получить после изотермической заправки многофазную структуру, состоящую из, бейнита, феррита, остаточного аустенита и нерастворившихся карбидов.

Для исключения образования в структуре феррита, снижающего прочностные свойства сталей, а также сохранения микронеоднородной структуры, необходимо после нагрева и выдержки в МКИТ проводить кратковременную аустенитизацию. Изотермическая закалка по предложенному способу проводилась на сталях 30ХГСА, 38ХС, 60С2А, 60С2ХФА. Нагрев в МКИТ осуществлялся при 780 и 800 °С, выдержка в нем варьировалась от 30 до 90 мин. Температуры изотермы при заправке составляли 350...400 °С, а продолжительность выдержки изменялась от 10 до 90 мин. Для всех исследованных сталей существуют общие закономерности формирования структуры и ее влияния на свойства. После выбранных для каждой стали режимов термообработки может быть достигнуто хорошее сочетание механических свойств. Например, у стали 38ХС после изотермической заправки из МКИТ получен следующий уровень свойств: $\sigma_{0,2} = 1070$ МПа, $\sigma_B = 1270$ МПа, $\delta = 21\%$, $KCU = 0,96$ МДж/м². Этому соответствует образование в структуре ~ 20% метастабильного остаточного аустенита. После испытаний на растяжение в зоне равномерного удлинения его количество уменьшилось до 15%, что свидетельствует о постепенном образовании мартенсита деформации. Это обеспечивает не только упрочнение, но и релаксацию микронапряжений. Аналогичная закономерность обнаруживается и в сталях 30ХГСА, 60С2А и 60С2ХФА, в которых при временном сопротивлении $\sigma_B > 1000$ МПа достигнуто удлинение ($\delta = 20...25\%$). Такое высокое удлинение при указанной прочности получить улучшением не возможно. Оно является следствием эффекта ПНП (пластичность, наведенная превращением). В случае большого удлинения ($\delta \geq 14\%$) целесообразно для повышения прочностных свойств, применять холодную пластическую деформацию (~ 5%). Близкие результаты получены и в том случае, когда после выдержки в МКИТ перед изотермической заправкой проводилась кратковременная аустенитизация при 920...950 °С. Хороший комплекс свойств достигается прерванной заправкой после предварительного нагрева в МКИТ и последующей кратковременной аустенитизации, что исключает необходимость применения последующего отпуска. В стали 38ХС после указанной обработки свойства таковы: $\sigma_{0,2} = 1295$ МПа, $\sigma_B = 1585$ МПа, $\delta = 12\%$, $KCU = 0,76$ МДж/м².

Установлено, что наиболее высокая абразивная износостойкость достигается после изотермической заправки с предварительным нагревом в МКИТ, последующей кратковременной аустенитизацией, охлаждением до 350 °С и выдержкой 10...15 мин, когда в структуре присутствует наибольшее количество метастабильного аустенита (до 30%), интенсивно превращающегося в мартенсит деформации. Напротив, для получения наиболее высокой ударно-абразивной износостойкости после аналогичной термообработки изотермическая выдержка должна быть более продолжительной (60 мин). Это обеспечивает получение в структуре, наряду с нижним бейнитом не более 15...20%, остаточного аустенита с повышенной, по сравнению с предыдущим случаем, стабильностью.

Малинов Л.С., Малышева И.Е.

(ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)

**ЦЕМЕНТАЦИЯ ОБЫЧНО НЕЦЕМЕНТИРУЕМЫХ СТАЛЕЙ И ИХ
ТЕРМООБРАБОТКА ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ АБРАЗИВНОЙ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ
ЗА СЧЕТ РЕАЛИЗАЦИИ ЭФФЕКТА САМОЗАКАЛКИ ПРИ НАГРУЖЕНИИ**

E-mail: leonid-malinov@yandex.ru

Цементация и последующая термообработка широко применяется в промышленности для повышения твердости, износостойкости, контактной выносливости и других свойств малоуглеродистых сталей. Общепринятым является представление о том, что в поверхностном слое цементированных сталей необходимо обеспечить структуру отпущенного высокоуглеродистого мартенсита и карбидов. Количество остаточного аустенита не должно превышать 15%. Между тем, в ряде работ показано, что метастабильный остаточный аустенит в поверхностном слое и, соответственно, эффект самозакалки при нагружении повышают абразивную износостойкость. В данной работе показано, что получение метастабильного аустенита для повышения абразивной износостойкости необходимо не только после цементации в малоуглеродистых, но и в средне (0,4...0,7% C) и высокоуглеродистых (0,8...1,0% C) сталях. Наиболее высокое сопротивление абразивному изнашиванию достигается у них в том случае, когда после термообработки в структуре цементированного слоя наряду с отпущенным мартенситом и карбидами обеспечивается получение 40...60% остаточного аустенита, почти полностью превращающегося в мартенсит деформации при абразивном воздействии. Напротив, высокая ударно-абразивная износостойкость при интенсивном соударении стали с абразивными частицами достигается либо при сравнительно небольшом количестве остаточного аустенита (20...25%), либо повышенном его количестве (> 60%), когда интенсивность образования мартенсита деформации сравнительно невелика. В результате износостойкость может быть существенно повышена.

Разработан новый класс цементруемых низкоуглеродистых марганцевых (4...16% Mn) сталей (ЦНИМС), в поверхностном слое которых после цементации и термообработки обеспечивается получение метастабильного аустенита, армированного карбидами и карбонитридами. Примером таких сталей являются 08Г4АТФ, 08Г7АФ, 08Г10Х2АФ, 08Г(4-16)ТЮ. Они обладают хорошим сочетанием прочностных свойств, пластичности и ударной вязкости, имеют повышенную прокаливаемость и могут применяться не только после низкого, но и высокого отпуска. Наиболее высокая абразивная износостойкость достигается в случае получения в структуре $\geq 40\%$ метастабильного аустенита и интенсивного образования мартенсита деформации, когда его количество на изнашиваемой поверхности составляет $\geq 40\%$. Повышение стабильности аустенита за счет увеличения температуры нагрева под закалку и продолжительности низкого отпуска сверх оптимальных значений снижает абразивную износостойкость. Для условий интенсивного ударно-абразивного воздействия следует, напротив, иметь структуру аустенита с большей, чем в предыдущем случае, стабильностью.

Количество мартенсита деформации на изнашиваемой поверхности не должно превышать 10...15%. Показано, что для увеличения абразивной износостойкости сталей мартенситного класса 20Х13 и 10Х14Г2, структура поверхностного слоя которых, после цементации становится преимущественно мартенситно-карбидной, их следует закалывать с повышенных температур (≥ 1000 °С) для растворения части карбидов и, соответственно, увеличения количества метастабильного аустенита в структуре, а также прироста мартенсита деформации на изнашиваемой поверхности. Повышение абразивной износостойкости сталей мартенситно-аустенитного (10Х14Г6) и аустенитного (30Х13АГ7) классов, у которых после цементации структура поверхностного слоя становится преимущественно аустенитной, температура закалки должна быть ниже (900 °С), чем в предыдущем случае, чтобы исключить полное растворение карбидов и стабилизацию аустенита по отношению деформационному мартенситному превращению.

Малинов Л.С., Хлестов В.М., Бурова Д.В., Гоманюк В.Д.

(ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)

ТЕРМООБРАБОТКА СТАЛИ 25X1M1Ф С НАГРЕВОМ В МЕЖКРИТИЧЕСКИЙ ИНТЕРВАЛ ТЕМПЕРАТУР

E-mail: leonid-malinov@yandex.ru

Одним из перспективных направлений энергосбережения является термообработка доэвтектоидных сталей (нормализация, закалка) из межкритического интервала температур (МКИТ), а не из аустенитной области, как это принято в настоящее время. В данной работе такая возможность изучалась на стали 25X1M1Ф. Для установления особенностей структурных превращений для этой стали построены термокинетические диаграммы (ТКД) при охлаждении из МКИТ и аустенитной области. Особенностью ТКД, построенной при охлаждении из МКИТ, является то, что не обнаружена область образования нового феррита. Устойчивость переохлажденного аустенита в перлитной области, бейнитном и мартенситном интервалах температур увеличилась. Это должно обеспечить повышение прокаливаемости стали при закалке из МКИТ, а также присутствие после закалки в структуре наряду с мартенситом или бейнитом остаточного аустенита, оказывающего заметное влияние на механические свойства.

После закалки из МКИТ с 840 °С и высокого отпуска при 500 °С прочностные свойства стали 25X1M1Ф лишь незначительно ниже, чем после типовой термообработки, отличающейся закалкой из аустенитной области. Снижение температуры отпуска с 500 °С до 400 °С после проведения закалки из МКИТ (от 840 °С) позволяет получить почти тот же уровень механических свойств, что и после проведения закалки по типовому режиму с нагревом на 880 °С и отпуском при 500 °С (табл. 1), что делает закалку из МКИТ более предпочтительной.

После закалки из МКИТ (840 °С, 10 мин) и отпуска 200 °С, 60 мин сталь 25X1M1Ф имеет следующие механические свойства: $\sigma_{0,2} = 1420$ МПа, $\sigma_B = 1612$ МПа, $\delta = 11\%$, $\psi = 48\%$, $KCU = 0,94$ МДж/м².

Таблица 1 – Механические свойства стали 25X1M1Ф после закалки из МКИТ и закалки из аустенитной области и последующего отпуска

Термическая обработка	Механические свойства				
	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	KCU, МДж/м ²
Закалка из МКИТ 840 °С, выдержка 10 мин, отпуск при 400 °С, 60 мин	1377	1216	11	50	1,00
Закалка с 880 °С, выдержка 10 мин, отпуск при 500 °С, 60 мин (типовой режим)	1380	1207	10	47	0,92

Прочностные свойства в этом случае значительно выше, чем у улучшаемых сталей, а пластичность и ударная вязкость находятся на том же уровне, что и у них. Такое сочетание механических свойств обеспечивает многофазная структура, в которой присутствуют нижний бейнит, ~ 15% феррита, небольшое количество карбидов, 7...12% остаточного аустенита. Важно подчеркнуть, что остаточный аустенит является метастабильным, так как, согласно данным рентгеновского анализа, в процессе испытаний на растяжение он превращается в мартенсит деформации, что вызывает ПНП-эффект. В стали 25X1M1Ф после прерывистой и изотермической закалки из МКИТ, получен повышенный уровень прочностных свойств по сравнению с достигаемым у среднеуглеродистых сталей после улучшения, при той же пластичности и ударной вязкости ($\sigma_{0,2} \geq 1200$ МПа, $\sigma_B \geq 1300$ МПа, $\delta \geq 12\%$, $\psi \geq 50\%$, $KCU \geq 1,0$ МДж/м²). Это позволяет использовать сталь 25X1M1Ф для деталей ответственного назначения. В результате расширяется область использования малоуглеродистой стали. Кроме того, снижение температуры нагрева под закалку и отпуск (или его исключение при изотермической и прерывистой закалке) позволяет существенно снизить энергозатраты на термообработку.

Малинов Л.С., Носовский Б.И., Рыхликова Е.С.

(ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)

**УПРОЧНЕНИЕ СТАЛЕЙ ЭЛЕКТРОКОНТАКТНОЙ НАПЛАВКОЙ СТАЛЯМИ С
ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ УГЛЕРОДА И ЧУГУНОМ С
ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ИХ ТЕРМООБРАБОТКОЙ**

E-mail: leonid-malinov@yandex.ru

Электроконтактный способ, широко применяющийся в промышленности для сварки деталей, начал применяться для их наплавки. Обычно для этого используют спеченные электродные материалы, зачастую содержащие дорогие легирующие элементы (никель, вольфрам, молибден, медь и др.). В данной работе изучалась возможность использования для электроконтактной наплавки применяемых в промышленности сталей с различным содержанием углерода и высокопрочного чугуна. После наплавки для повышения их абразивной износостойкости проводилась термообработка.

Материалами, применяемыми для наплавки, были пластинки толщиной до 5 мм из сталей 50С2А, 60С2А, 60Х18, 70ХЛ, У8 и чугуна ВЧ 450-3. Они были наплавлены электроконтактным способом на основу из сталей 09Г2С, 10Г2ФБ В ряде случаев применялась электроискровая обработка поверхности наплавленного металла, а также упрочнение его за счет прямого электроконтактного нагрева.

В работе применялись металлографический, дюрOMETрический, методы исследования, проводилось определение абразивной износостойкости по методу Бринелля-Хаурта.

Установлено, что пластинки из исследованных сталей хорошо привариваются к основе в том случае, если в сталях с повышенным содержанием углерода проведено обезуглероживание поверхности. Однако это требует значительных энергозатрат. При наплавке пластинок к сталям с повышенным содержанием углерода целесообразно использовать прослойку из ленты Св-08 или стали 10Х18Н12Т, толщиной 0,5 мм. К низкоуглеродистым сталям 09Г2С и 10Г2ФБ хорошо приваривается пластинки из всех выбранных материалов, в том числе высокопрочный ферритный чугун.

Термическая обработка приваренных сталей со средним и повышенным содержанием углерода проводилась с более высоких температур, чем обычно принятые, для получения многофазной структуры, включающей мартенсит, остаточный аустенит и карбиды. После закалки проводился низкий отпуск, что обеспечило получение в наплавленном металле повышенную твердость ($HRC > 55$).

Электроискровая обработка поверхности приваренных пластинок материала увеличивает микротвердость поверхности в 2,0...2,5 раза.

Определение абразивной износостойкости приваренных пластинок показало, что она возросла по сравнению с исходным отожженным состоянием в 3...4 раза. Важную роль в этом играет метастабильный аустенит, получаемый после термообработки наряду с мартенситом отпуска и карбидами, претерпевающий динамическое мартенситное превращение при абразивном воздействии. При этом происходит упрочнение поверхности и диссипация энергии внешнего воздействия.

Электроконтактное приваривание пластинок позволяет армировать поверхность сталей, не обладающих требуемой абразивной износостойкостью.

Приваренные пластинки могут быть расположены в виде линий, сетки, в шахматном порядке, образуя макронеоднородную по свойствам структуру. Это позволяет образовывать различные по размерам и форме полости, которые в условиях эксплуатации защитных листов при транспортировке сыпучих абразивных материалов заполняются ими и позволяют реализовать эффект самофутеровки и, соответственно, самозащиты от разрушения.

Полученные данные показывают большие возможности применения электроконтактной наплавки пластинок из используемых в промышленности сталей или отходов из них для повышения абразивной износостойкости различных деталей.

Малинов Л.С.

(ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)

ПОВЫШЕНИЕ СВОЙСТВ ШИРОКО ПРИМЕНЯЕМЫХ СТАЛЕЙ И ЧУГУНОВ ЗА СЧЕТ ОБРАБОТОК, ИСПОЛЬЗУЮЩИХ ИХ ВНУТРЕННИЙ РЕСУРС ПОЛУЧЕНИЕМ В СТРУКТУРЕ МЕТАСТАБИЛЬНОГО АУСТЕНИТА

E-mail: leonid-malinov@yandex.ru

Ресурсосбережение в настоящее время является одной из важнейших задач. Автором предложено и развивается направление по использованию внутреннего ресурса самого материала, суть которого заключается в получении многофазных структур (мартенсит, феррит, бейнит, карбиды, карбонитриды, интерметаллиды и их разнообразное сочетание), основной составляющей которых является метастабильный аустенит.

Согласно нашим исследованиям, он оказывает положительное влияние на свойства, если его количество и стабильность оптимизированы с учетом исходного химического и фазового составов сплавов, а также условий испытаний и эксплуатации. При этом важно использовать сочетание различных механизмов упрочнения и сопротивления разрушению. Во многих случаях целесообразно применять известные способы термообработки. Однако для обеспечения оптимального количества аустенита в структуре и степени его стабильности режимы обработок должны быть скорректированы с учетом исходных химического и фазового составов применительно к конкретным условиям нагружения при испытаниях свойств и эксплуатации. Повышение до определенного уровня температуры нагрева под закалку высокоуглеродистых сталей и чугунов, особенно легированных, за счет получения в их структуре метастабильного аустенита увеличивает абразивную износостойкость. Полезно также использовать эффект стабилизации аустенита за счет уменьшения скорости охлаждения в интервале температур мартенситного превращения, выдержки в нем или несколько выше мартенситной точки.

Во многих случаях получить остаточный аустенит в сплавах удастся применением термообработок, включающих нагрев в межкритический интервал температур (МКИТ). Автором предложена технология упрочнения, предусматривающая после выдержки в МКИТ проведение кратковременного нагрева в аустенитную область (он может также проводиться только для поверхности), обеспечивающего завершение $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения, но исключающего гомогенизацию аустенита. Показано, что важную роль в повышении свойств сталей и чугунов, подвергнутых изотермической закалке, наряду с бейнитом играет метастабильный аустенит, превращающийся при испытаниях свойств или эксплуатации в мартенсит деформации. Отпуск, проводимый после закалки, не только уменьшает уровень внутренних напряжений, формирует требуемую структуру, но является важным средством регулирования количества и стабильности аустенита.

Большие возможности для получения в структуре аустенита открывает химико-термическая обработка с последующей закалкой от требуемых температур. При абразивном, ударно-абразивном изнашивании, трении скольжения в условиях больших контактных давлений необходимо иметь в структуре метастабильный аустенит. Применение обработок с использованием концентрированных источников энергии обеспечивает наиболее высокий уровень износостойкости при оптимальном количестве и стабильности аустенита для конкретным условиям нагружения. Предложены комбинированные обработки сплавов, на первом этапе которых следует получать повышенное количество метастабильного аустенита, а на втором – упрочнять его, сохранив оптимальное количество, превращающееся в мартенсит при нагружении. Это обеспечивает высокий уровень прочностных свойств при достаточной пластичности и ударной вязкости.

Предложено и развивается перспективное направление по разработке упрочняющих технологий, создающих в сплавах регулярные градиенты структурно-фазового состояния, соизмеримые с размерами изделия. Им соответствует чередование структур с различными свойствами. Это достигается дифференцированными обработками, в которых размещены общее (объемное) и локальное воздействия на материал. Разработанные упрочняющие технологии, использующие внутренний ресурс самих материалов, должны найти широкое применение в промышленности.

Малинов Л.С.

(ГВУЗ «ЛГТУ», г. Мариуполь)

МАРГАНЕЦСОДЕРЖАЩИЕ СТАЛИ И ЧУГУНЫ С МЕТАСТАБИЛЬНЫМ АУСТЕНИТОМ – ЗАМЕНА СПЛАВАМ, ЛЕГИРОВАННЫМ НИКЕЛЕМ

E-mail: leonid-malinov@yandex.ru

Предложено и развивается перспективное научное направление, заключающееся в том, что разработка экономнолегированных безникелевых сплавов основывается на получении энергоемких структур и эффекта самозакалки при охлаждении и / или нагружении. Предложен и реализован принцип, согласно которому в сплавах различных структурных классов и назначения необходимо наряду с другими составляющими получать метастабильный аустенит, претерпевающий мартенситные превращения. При этом следует регулировать количественное соотношение структурных составляющих и развитие этих превращений с учетом исходных химического и фазового составов, а также условий нагружения и требований к свойствам материала. Это позволяет при экономном легировании обеспечить высокий уровень механических, служебных и технологических свойств.

Основой управления структурой и фазовыми превращениями является создание контролируемой дислокационной структуры в сочетании с высокопрочными фазами выделения. Высказано и обосновано положение, согласно которому при деформационных мартенситных превращениях происходит не только упрочнение, но и релаксация микронапряжений, что затрудняет образование и развитие микротрещин. На развитие этих превращений при нагружении расходуется значительная часть энергии внешнего воздействия и, соответственно, меньшая ее доля идет на разрушение.

Установлено, что основными структурными составляющими, на основе которых следует создавать экономнолегированные сплавы, должны быть: мартенсит, нижний бейнит, метастабильный аустенит, карбиды, карбонитриды, интерметаллиды. Их количественное соотношение выбирается применительно к конкретной задаче. Обоснован выбор структурных классов, на основе которых следует создавать экономнолегированные безникелевые сплавы различного назначения. Ими являются: мартенситный, мартенситно-аустенитный, аустенитно-мартенситный, бейнитно-аустенитный, аустенитный, аустенитно-карбидный, а в ряде случаев аустенитно-ферритный или ферритно-аустенитный. На основании вышеизложенного разработаны безникелевые высокопрочные, нержавеющие, износостойкие и с особыми свойствами марганцевые и хромомарганцевые сплавы. Они обладают хорошим сочетанием механических и технологических свойств.

Создание в сплавах метастабильной структуры, способной к управляемой самотрансформации при нагружении в процессе эксплуатации, обеспечивает им возможность адаптироваться к внешним нагрузкам, что существенно повышает долговечность деталей машин и инструментов. Низкоуглеродистые стали, содержащие 7...8% Mn, с микродуплексной структурой могут заменить никельсодержащие типа 20X2H4MA и применяться для деталей, работающих при температурах до -100 °С. Стали с 2...10% Mn, дополнительно легированные сильными карбидо- и нитридообразующими элементами, предложены в качестве нового класса цементируемых сталей, способных заменить никельсодержащие стали.

Несомненный интерес представляют новые высокопрочные безникелевые мартенситно-аустенитные стали, разработанные взамен 09X15H9Ю: 08X17H7Ю. Перспективными являются двухфазные ($\epsilon+\gamma$) марганцовистые стали с 16...25% Mn, а также аустенитные на основе Fe – 18...20% Mn, дополнительно легированные хромом. Они могут быть использованы в качестве криогенных материалов. Новым направлением является разработка аустенитно-мартенситных и аустенитно-ферритных хромомарганцевых сплавов с метастабильным аустенитом. Эффективно использование в качестве износостойких материалов чугунов на Fe-Mn-Cr-V-C основе с метастабильным аустенитом. Они обладают высокой абразивной износостойкостью и превосходят в этом отношении более дорогие чугуны, содержащие никель. Для Украины, богатой залежами марганцевой руды, широкое применение безникелевых сталей и чугунов с метастабильным аустенитом должно являться одним из важнейших направлений ресурсосбережения.

Мамишев В.А., Шинский О.И., Соколовская Л.А.

(ФТИМС НАН України, г. Київ)

О ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ ПРОЦЕССАХ ЗАТВЕРДЕВАНИЯ И ПЛАВЛЕНИЯ В ЛИТЕЙНЫХ ТЕХНОЛОГИЯХ

Основными процессами, которые существенно влияют на качество литых заготовок и производительность технологий литья являются теплофизические процессы затвердевания и последующего охлаждения отливок и слитков.

Чтобы управлять теплофизическими процессами литья, целесообразно выявить особенности теплоотдачи от затвердевающих отливок и слитков через стенки постоянных металлических форм в окружающую среду при кокильном литье, литье под давлением, центробежном литье, непрерывном литье и при отливке слитков в изложницы [1]. Необходимо также выявить особенности теплоотдачи от затвердевающих отливок во внешнюю среду через стенки неметаллических форм в условиях литья в полупостоянные графитовые формы и в одноразовые формы при оболочковом литье, литье по выплавляемым моделям, литье по газифицируемым моделям и литье в песчаные формы [1, 2].

Системный анализ температурного состояния затвердевающих отливок и слитков позволяет оценить [3, 4] степень изменения во времени температуры в системах отливка-форма и слиток-изложница. С этой целью сопоставляются температурные поля в отливке и форме или в слитке и изложнице.

К особенностям затвердевания отливок и слитков в условиях внешнего теплообмена относятся: неравномерный характер распределения температуры по толщине отливок или радиусу машиностроительных (кузнечных) слитков, кинетика затвердевания отливок и слитков разной геометрии и массы, ширина двухфазной зоны кристаллизации стали. В условиях суспензионного литья выявлены [4, 5] теплофизические особенности затвердевания отливок и слитков и плавления микрохолодильников в окружающем их расплаве.

Так как процессы нагрева и плавления твердых добавок в жидком металле протекают в условиях внутреннего теплообмена [5], то целесообразно определить время плавления металлических гранул в окружающем расплаве с учетом намерзания на их поверхности твердой корочки и ее расплавления.

Исследуя влияние микрохолодильников на температуру расплава, можно определить [5, 6] длительность снятия начального перегрева жидкого металла с введенными в него металлическими гранулами и среднекалориметрическую температуру расплава с частицами-микрохолодильниками.

Для ускорения процесса затвердевания крупных отливок целесообразно интенсифицировать теплоотвод от поверхности отливки в низкотемпературные песчаные формы за счёт предварительного охлаждения сухих песчаных форм до отрицательных температур (ниже 0 °С) или за счёт предварительного замораживания рабочих слоёв сырых песчаных форм. Интенсификация процессов внутреннего и внешнего теплообмена при затвердевании стальных слитков [5] позволяет ускорить теплоотвод от расплава к микрохолодильникам в жидкой сердцевине слитка и от поверхности охлаждения затвердевающего стального слитка к стенкам чугунной изложницы.

Учитывая повышенные расходы на термометрирование крупных отливок и слитков в условиях высоких температур, следует применять [5] методы математического моделирования тепловых процессов в отливках и слитках для выбора рациональных режимов их затвердевания. С этой целью получена [6] математическая постановка теплофизических задач затвердевания отливок и слитков разной геометрии и плавления твёрдых добавок. Чтобы проверить адекватность математической модели затвердевания отливок и слитков, можно учесть известные из литературы экспериментальные данные и результаты расчётов температурных полей в системах отливка-форма и слиток-изложница.

Литература:

1. Специальные способы литья: Справочник / Под. общей ред. В.А. Ефимова. – М.: Машиностроение, 1991. – 736 с.
2. Дорошенко С.П., Дробязко В.А., Ващенко К.И. Получение отливок без пригара в песчаных формах. – М.: Машиностроение, 1978. – 208 с.
3. Мамишев В.А. О повышении эффективности теплообмена в системе литая заготовка-форма-окружающая среда // Металл и литьё Украины, 2012. – № 11. – С. 31...35.
4. Мамишев В.А. Системное исследование реотермических процессов течения и теплообмена при кристаллизации сплавов // Процессы литья, 2015. – № 1. – С. 39...46.
5. 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.
6. Соколовская Л.А., Мамишев В.А. Теплофизическое обоснование программ расчёта температурных полей при затвердевании слитков и крупных отливок с вводом в расплав литой дроби // Процессы литья, 2015. – № 5. – С. 61...69.

Меняйло Е.В.

(НМетАУ, г. Днепрпетровск)

**ИНЖЕНЕРНАЯ МЕТОДИКА РАСЧЕТА ПРОДОЛЖИТЕЛЬНОСТИ
ЗАТВЕРДЕВАНИЯ ДВУХФАЗНОЙ ЗОНЫ В ОТЛИВКАХ ИЗ Fe–C СПЛАВОВ**

Согласно существующим положениям в теории литейных процессов, формирование усадочных раковин и пористости, а также ликвация (сегрегация) химических элементов происходят при кристаллизации сплавов в интервале температур ликвидус-солидус. С увеличением интервала температур кристаллизации $t_L \dots t_S$ увеличивается ликвация химических элементов и усадочная пористость в отливке. Значения температур кристаллизации можно рассчитать по диаграмме Fe–C, однако ранее не было установлено продолжительность нахождения сплава в жидко-твердой и твердо-жидкой зонах отливки, в которых происходит формирование этих дефектов.

Для расчета процесса затвердевания отливок применили инженерную методику Б.Б. Гуляева, основанную на использовании критерия Фурье, в котором at/R^2 заменено симплексом τ/R^2 . Б.Б. Гуляев, а затем и Н.И. Хворинов, показали, что величина температуропроводности (a) для одинаковых литейных материалов может быть введена в масштабе соответствующих диаграмм, в которых на оси ординат отложен относительный размер x/R .

При использовании безразмерных координат можно сравнивать результаты опытов, проведенных на отливках различных размеров при условии постоянства материалов отливки, формы и геометрического подобия отливок. Поэтому в соответствии с экспериментальными термографическими исследованиями, нами выведены формулы для определения продолжительность нахождения сплава в двухфазном состоянии по значениям времени проникновения границ затвердевания ликвидус (τ_L), солидус (τ_S) и выливания (τ_B) до оси цилиндрической отливки, охлаждающейся в металлической форме. Например, для Fe–C сплава с содержанием 3,28% углерода время проникновения границ ликвидус $\tau_{L(3,28C)}$, выливания $\tau_{B(3,28C)}$ и солидус $\tau_{S(3,28C)}$ до оси отливки составляет соответственно:

$$\begin{aligned}\tau_{L(3,28C)} &= 3,17 \cdot 10^{-2} \cdot R^2, \\ \tau_{B(3,28C)} &= 7,64 \cdot 10^{-2} \cdot R^2, \\ \tau_{S(3,28C)} &= 17,35 \cdot 10^{-2} \cdot R^2,\end{aligned}$$

где R – радиус отливки, см;

τ – время, мин.

Тогда продолжительность τ_{LS} нахождения отливки в интервале температур кристаллизации $t_L \dots t_S$ равна:

$$\tau_{LS(3,28C)} = \tau_{S(3,28C)} - \tau_{L(3,28C)} = 17,35 \cdot 10^{-2} \cdot R^2 - 3,17 \cdot 10^{-2} \cdot R^2 = 14,18 \cdot 10^{-2} \cdot R^2$$

Продолжительности затвердевания жидко-твердой τ_{LB} и твердо-жидкой τ_{BS} зон в отливке рассчитали по формулам:

$$\begin{aligned} \tau_{LB(3,28C)} &= \tau_{B(3,28C)} - \tau_{L(3,28C)} = 7,64 \cdot 10^{-2} \cdot R^2 - 3,17 \cdot 10^{-2} \cdot R^2 = 4,47 \cdot 10^{-2} \cdot R^2 \\ \tau_{BS(3,28C)} &= \tau_{S(3,28C)} - \tau_{B(3,28C)} = 17,35 \cdot 10^{-2} \cdot R^2 - 7,64 \cdot 10^{-2} \cdot R^2 = 9,71 \cdot 10^{-2} \cdot R^2 \end{aligned}$$

По аналогичной методике выполнены расчеты продолжительности затвердевания (τ) в кокиле цилиндрических отливок радиусом R (см) в жидко-твердой (τ_{LB} , мин), твердо-жидкой (τ_{BS} , мин) зонах и в интервале температур ликвидус-солидус (τ_{LS} , мин) для сплавов Fe–C с содержанием углерода 0,04%, 0,1%, 0,4%, 0,93%, 1,42%, 2,44%, 3,28%, 4,45%, 4,83%.

Полученные результаты совмещены с диаграммой Fe–C, что позволяет рассчитывать не только продолжительность проникновения границ ликвидус, выливания и солидус до оси цилиндрической отливки, охлаждающейся в кокиле, но и установить продолжительность нахождения в жидко-твердой и твердо-жидкой зонах всех сплавов в интервале 0,04...4,83% C.

Милонин Е.В., Наумик В.В., Гайдук С.В.
(АО «Мотор Сич»; ЗНТУ, г. Запорожье)

**ИССЛЕДОВАНИЕ КАЧЕСТВА МАТЕРИАЛА ЛИТЫХ ОБРАЗЦОВ
НАПРАВЛЕННОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ИЗ ОПЫТНОГО ЖАРОПРОЧНОГО
НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА НА БАЗЕ ЖС32-ВИ**

E-mail: naumik@zntu.edu.ua

Для изготовления литых рабочих лопаток с направленной и монокристаллической макроструктурой широкое распространение получил жаропрочный никелевый сплав ЖС32-ВИ. Одним из основных легирующих элементов в его составе является тантал, который существенно повышает прочностные свойства никелевых сплавов и, кроме того, является умеренным по стоимости, в сравнении с таким элементом как рений.

Исследовали качество материала образцов, отлитых методом высокоскоростной направленной кристаллизации (ВНК) на установке УППФ-3М из опытного жаропрочного никелевого сплава на базе ЖС32-ВИ, с повышенным содержанием Ta, без Nb, при пониженных содержаниях Co и C.

Исследование проводили в сравнении с аналогичными образцами, отлитыми методом ВНК из сплава ЖС32-ВИ.

Значения отклонений направления [001] от оси Z в образцах с монокристаллической макроструктурой, отлитых из опытного жаропрочного никелевого сплава, соответствовали требованиям ТУ для сплава ЖС32-ВИ (ВНК) – не более 20 угл. град. Остальные образцы имели направленную структуру с количеством кристаллов не более 3.

Механические и жаропрочные свойства исследованных образцов опытного жаропрочного никелевого сплава после проведения гомогенизации в вакууме при температурах 1255 °C и 1270 °C, удовлетворительные и отвечают требованиям ТУ для сплава ЖС32-ВИ.

При этом следует отметить, что значения длительной прочности опытных образцов, испытанных при температуре 1000 °C и напряжении 28 кгс/мм², находятся на уровне значений для сплава ЖС32-ВИ. При испытании при температуре 975 °C и напряжении 25 кгс/мм² длительная прочность опытного сплава более чем в 3 раза превышает средние значения для сплава ЖС32-ВИ. Приведенные данные подтверждают положительное влияние повышенного содержания Ta на жаропрочность и перспективность применения низкоуглеродистой модификации сплава на базе ЖС32-ВИ.

В матеріалі обнаружені мікропоры и усадочная рыхлота, единичные оксидные включения размером, не превышающим 20 мкм, а также мелкие включения сферической формы светло-серого цвета (в отдельных случаях с розовыми вкраплениями) размером ~ 2...4 мкм, характерные для сложных окислов. Карбиды и карбонитриды методом оптической микроскопии при увеличениях до $\times 1000$ не обнаружены, что характерно для структуры низкоуглеродистого никелевого сплава ($C \leq 0,08\%$).

Микроструктура термически обработанных образцов опытного сплава при температуре 1255 °С характерна для литейных жаропрочных никелевых сплавов с наличием структурной неоднородности. Следов перегрева не обнаружено.

Повышенное содержание эвтектической фазы ($\gamma-\gamma'$) и разноразмерность частиц γ' -фазы в осях и междендритных пространствах в опытном сплаве, вероятно, обусловлены проведением термообработки при температуре значительно ниже температуры полного растворения γ' и ($\gamma-\gamma'$)-фаз в твердом растворе, а также пониженным содержанием углерода.

Гомогенизация при температуре 1270 °С по режиму предусмотренному для сплава ЖС32-ВИ, не приводит к полному растворению эвтектической ($\gamma-\gamma'$)-фазы в γ -твердом растворе, но способствует существенному выравниванию размеров γ' -фазы в осях и междендритных пространствах.

Проведение термообработки при более высокой температуре (1270 °С вместо 1255 °С) не привело к существенному повышению механических и жаропрочных свойств опытного сплава.

Михайловская А.М., Гнатенко О.В., Наумик В.В.
(ЗНТУ, г. Запорожье)

ОПТИМИЗАЦИЯ СОСТАВА ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА ЖС32-ВИ НА НИКЕЛЕВОЙ ОСНОВЕ

Высокая стоимость жаропрочных никелевых сплавов, а также их недостаточно удовлетворительные механические свойства вынуждают к поиску решений этих проблем. Рений является основным дорогостоящим элементом, который влияет на способность сплавов противостоять высоким температурам без особых видимых дефектов и разрушений. Разработка надежного, но более дешевого сплава на основе уже известного ЖС32-ВИ даст необходимый экономический эффект.

В вакуумных индукционных электропечах ОКБ-860 и УППФ-3М проводили термовременную обработку расплавов, а на установке типа УВНК-8П были получены отливки и образцы из жаропрочных никелевых сплавов с направленной и монокристаллической макроструктурой.

Опытные образцы получали в два этапа. На первом этапе в вакуумной индукционной печи УППФ-3М в среде аргона под давлением 1,4...5,3 МПа в тиглях с основной футеровкой из опытных сплавов изготавливали слитки весом 10 кг. Заливка металла проводилась при температуре металла 1540 °С в керамические формы, предварительно нагретые до температуры 900 °С. На втором этапе полученные слитки переплавляли и заливали в специальные керамические формы с предварительно установленными в них стартовыми кристаллами («затравками») из бинарного сплава системы (Ni-W) для получения монокристаллических образцов из опытных сплавов.

Изучили влияние увеличения в составе жаропрочного никелевого сплава ЖС3-ВИ содержания тантала от 4,0% до 9,0% при одновременном снижении содержания рения от 4,0% до 1,5% на его свойства. Результаты анализа химического состава приведены в табл. 1.

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 № 4, содержащий 8% тантала и 2% рения (см. табл. 1) является оптимальным с точки зрения прочностных характеристик и себестоимости.

Таблица 1 – Химический состав сплавов опытных плавок

Сплав №	Содержание легирующих элементов, % (по массе)										
	C	Cr	Co	W	Mo	Al	Nb	Ta	Re	Zr	B
ЖС32-ВИ	0,15	4,9	9,3	8,2	1,1	5,8	1,6	4,0	4,0	0,05	0,015
1	0,14	5,1	9,1	8,0	1,0	5,9	1,4	5,0	3,5	0,05	0,015
2	0,15	4,9	9,0	8,2	0,9	6,1	1,5	6,0	3,0	0,05	0,015
3	0,14	4,8	8,9	8,1	1,0	6,0	1,6	7,0	2,5	0,05	0,015
4	0,15	5,0	9,0	8,0	0,9	6,1	1,5	8,0	2,0	0,05	0,015
5	0,16	5,2	9,1	7,9	1,1	6,2	1,6	9,0	1,5	0,05	0,015

Литература:

Гнатенко О.В. Разработка оптимального состава экономнолегированного жаропрочного никелевого сплава с повышенной фазовой стабильностью / О.В. Гнатенко, С.В. Гайдук, В.В. Наумик // Неметалеві вкраплення і гази у ливарних сплавах: збірник тез XIII Міжнародної науково-технічної конференції, Запоріжжя, 9...12 жовтня 2012 р. / відп. ред. В.В. Луньов. – Запоріжжя: ЗНТУ, 2012. – С. 106...107.

Могилевцев О.А., Стороженко С.А.

(ДГТУ, г. Днепродзержинск)

ХИМИЧЕСКОЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ВДУВАЕМОГО МАГНИЯ С КОМПОНЕНТАМИ ЧУГУНА И ГАЗА-НОСИТЕЛЯ

E-mail: storog69@ukr.net

В работе [1] было показано, что зародыши шаровидного графита (ШГ) в чугуне могут образоваться в результате конденсации («коллапса») мелких пузырьков паробразного Mg. В данной работе выполнен термодинамический анализ химических реакций, которые могут происходить при вдувании диспергированного Mg в чугун, с учетом капиллярного давления в пузырьках.

При испарении вводимого Mg могут образоваться только такие пузырьки, давление в которых меньше упругости насыщенного пара Mg при данной температуре. По расчету, в образовании зародышей ШГ могут принимать участие пузырьки радиусом от 3,8 до 58 мкм, возникшие при температуре 1400 °С.

Расчет констант равновесия химических реакций с использованием данных [2...4] показал, что вводимый Mg расходуется, прежде всего, на практически полное связывание серы и кислорода чугуна. На это уходит около 0,03% Mg. Для сфероидизации графита остаточное содержание Mg должно составлять 0,05%. Таким образом, если магний расходуется только на связывание серы и кислорода, в пузырьке при вводе должно содержаться приблизительно в 1,6 раз больше Mg, чем при коллапсе пузырька. Согласно расчету, пузырьки радиусом меньше 58 мкм сколлапсируют до начала кристаллизации чугуна. Пузырьки большего размера, израсходовав соответствующее количество магния на связывание серы и кислорода, не сколлапсируют и не станут зародышами ШГ.

Если магний вдувается в чугун в струе инертного аргона, то размер пузырька при коллапсе будет таким же, но газовая фаза внутри него включает не только магний, но и аргон. Расчетный радиус пузырьков аргона, оставшихся после конденсации пара магния, не более 24 мкм.

Азот, как газ-носитель, нельзя считать инертным, поскольку он связывает Mg, образуя нитрид Mg_3N_2 . Расчет подтверждает, что эта реакция идет практически до конца. О

наличии нитрида магния в высокопрочном чугуна свидетельствует также отчетливый запах аммиака при увлажнении свежего излома отливок. При вдувании в струе азота усвоенный чугуном Mg распределяется приблизительно следующим образом: на связывание серы и кислорода 25%; азота носителя 42%; остаточное содержание 33%. Нитрид магния является активным десульфуратором чугуна, и при недостатке Mg вначале будет связана сера, а затем азот носителя. Если носителем является воздух, качественно картина останется такой же, несколько уменьшится расход Mg на связывание азота и появится расход на связывание кислорода носителя.

Кроме серы и кислорода магнием может реагировать и с другими компонентами чугуна. С углеродом он образует ряд термически не стойких карбидов – MgC_2 , Mg_2C и Mg_2C_3 , с кремнием – силицид Mg_2Si , с фосфором – фосфид Mg_3P_2 . Однако физико-химические свойства этих соединений недостаточно изучены для того, чтобы оценить возможность их образования при вдувании магния в чугун и роль в структурообразовании отливок. Возможно, карбид образуется в процессе охлаждения отливки, поскольку свежий излом ВЧ при увлажнении, вместе с запахом аммиака, имеет запах ацетилена, образующегося при взаимодействии MgC_2 с водой. Этот вопрос требует дополнительного исследования.

Литература:

1. Могилевцев О.А. Роль пузырей модификатора в образования зародышей шаровидного графита в чугуна / О.А. Могилевцев // Теория и практика металлургии, 1999. – №4. – С. 31...32.
2. Химическая энциклопедия. В 5 т.; Т.2. – М.: СЭ, 1990. – 671 с.
3. Вертман А.А. Свойства расплавов железа / А.А. Вертман, А.М. Самарин. – М.: Наука, 1969. – 280 с.
4. Справочник по расчетам металлургических реакций: справочник / А.Н. Крестовников, Л.П. Владимиров, Б.С. Гуляницкий, А.Я. Фишер. – М.: Металлургиздат. – 416 с.

Набока В.О., Кеуш Д.В., Лютий Р.В.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

СТРИЖНЕВІ СУМІШІ, ЯКІ ЗМІЦНЮЮТЬСЯ ПРИ ВЗАЄМОДІЇ ОРТОФОСФОРНОЇ КИСЛОТИ З КОМПОНЕНТАМИ НАПОВНЮВАЧА

Дослідженнями кафедри ливарного виробництва НТУУ «КПІ» вперше в технології виготовлення ливарних стрижнів отримано новий клас зв'язувальних компонентів, які являють собою пірофосфати металів, і принципово відрізняються від раніше відомих ортофосфатів, що мають місце в холоднотвердних сумішах. Досліджено температурні і часові умови отримання пірофосфатів кремнію SiP_2O_7 та цирконію ZrP_2O_7 в системах $H_3PO_4 - SiO_2$ та $H_3PO_4 - ZrSiO_4$. Також отримані нові зв'язувальні компоненти під час взаємодії ортофосфорної кислоти з алюмовмісними матеріалами різної хімічної природи.

Важливою перевагою, в порівнянні з холоднотвердними сумішами на металофосфатах, є відсутність дорогих та нестабільних за хімічним складом затверджувачів.

Запропоновано ряд стрижневих сумішей з ортофосфорною кислотою і комбінованими наповнювачами, які зміцнюються при нагріванні, мають міцність при стисканні не менше 2,0 МПа, обсапаємість не більше 0,5%, термічну стійкість до 1000 °С. Приготування і використання 1 тонни розроблених сумішей, залежно від складу, дає змогу зекономити до 1000 грн.

Для отримання якісного литва особливо важливими є такі властивості сумішей як газопроникність, газотвірність, а також міцність при розриванні. Метою проведеного дослідження є визначення цих властивостей для ряду нових стрижневих сумішей та розроблення рекомендацій щодо їх застосування. Експерименти проведені із сумішами наступного складу (табл. 1).

Таблиця 1 – Склад розроблених стрижневих сумішей

Індекс суміші	Добавка до наповнювача	Наповнювач	H ₃ PO ₄ , %	Температура зміцнення, °С
1	Al-шлам – 5% (90 г)	Пісок кварцовий 3K ₅ O ₃ 025 – 1800 г	3 (54 г)	220
2	Зв'язувальна композиція ¹⁾ на основі Al ₂ (SO ₄) ₃ – 7% (90 г)	Пісок кварцовий 3K ₅ O ₃ 025 – 1300 г	–	200
3	Пірофіліт пилоподібний Al ₂ O ₃ ·4SiO ₂ ·H ₂ O – 5% (90 г)	Пісок кварцовий 3K ₅ O ₃ 025 – 1800 г	3 (54 г)	300
4	Суспензія (30% дистен-силіманіт Al ₂ O ₃ ·SiO ₂ , 70% H ₃ PO ₄) – 5% (80 г)	Пісок кварцовий 3K ₅ O ₃ 025 – 1600 г	–	300
5	SiO ₂ пилоподібний – 7% (91 г)	Пісок кварцовий 3K ₅ O ₃ 025 – 1300 г	4 (52 г)	300
6	ZrSiO ₄ пилоподібний – 6% (108 г)	Пісок цирконовий 1800 г	3,5 (63 г)	340

Примітка: 1) До складу композиції входить 10 мас. ч Al₂(SO₄)₃ і 1 мас. ч H₃PO₄. Композицію вказаного складу сульфату алюмінію з кислотою попередньо піддають витримці 0,5...1,0 год при 200 °С.

Міцність при розриві визначали на стандартних зразках-вісімках, зміцнених при температурах, вказаних у табл. 1. Для визначення зусилля розривання використано прилад моделі 081. Результати наведені на рис. 1.

Міцність при розриві є важливою характеристикою при виготовленні особливо складних стрижнів, які несуть значні механічні навантаження. Таким чином, для виготовлення стрижнів першого класу складності можна рекомендувати суміші № 4 і 6 як такі, що мають найвищий рівень міцності.

Газопроникність є найважливішою характеристикою суміші після міцності, адже стрижень, особливо внутрішній, має забезпечити евакуацію газів і їх непотрапляння у виливок. Газопроникність визначали на стандартних циліндричних зразках у гільзах висотою 120 мм на установці моделі 042 при діаметрі ніпелю 1,5 мм. Усі суміші мають достатньо високу газопроникність (більше 150 одиниць), окрім тієї, яка містить цирконовий наповнювач, що пов'язано із дрібними розмірами зерен цирконового піску.

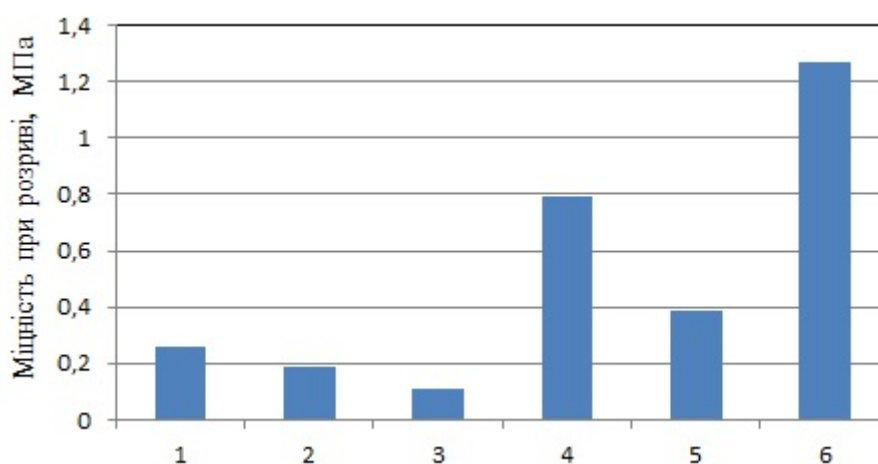


Рис. 1. Міцність стрижневих сумішей при розриві

Другою важливою властивістю, яка впливає на чистоту виливків по газовим дефектам, є газотвірність. Її визначали непрямим методом при нагріванні наважок масою 1 г до 1000 °С. Результати наведені на рис. 2.

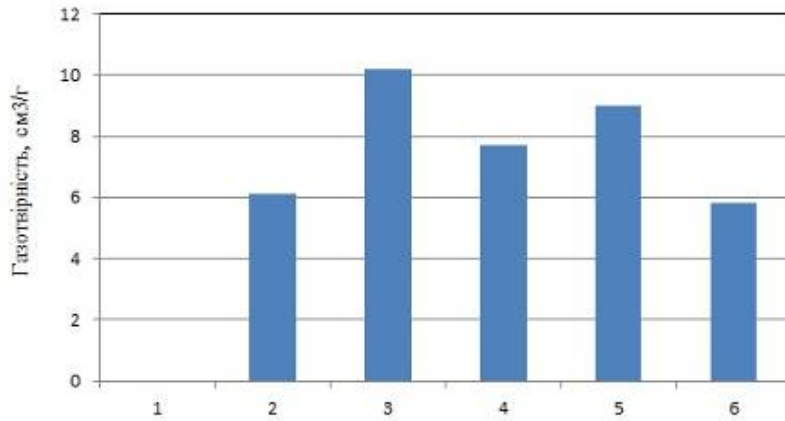


Рис. 2. Газотвірність стрижневих сумішей (для суміші №1 не визначали)

Мінімальні значення отримані на сумішах із зв'язувальними системами ортофосфорної кислоти з сульфатом алюмінію та ортофосфорної кислоти з пілоподібним цирконом. Але і решта сумішей не мають високих (незадовільних) показників. Це в свою чергу свідчить про низьке газовиділення стрижнів при заливанні. Тому зв'язувальні компоненти, які входять до їх складу, є перспективними та мають забезпечити отримання якісного литва.

Никитин В.А.

(НТУУ «КПІ», г. Київ)

ЗАМЕДЛЕНИЕ ПРОЦЕССА КОРРОЗИИ СТАЛИ МЕТОДОМ ОБРАБОТКИ АГРЕССИВНОЙ СРЕДЫ

Потребности людей в сплавах на основе железа растут с каждым годом. Это можно объяснить потребностью в массовой транспортировке сырья, увеличением количества оборудования на промышленных предприятиях машиностроения и т. п.

По данным, которые предоставили в объединении металлургических заводов «Металлургпром», производство металлопроката за период января-февраля 2016 года составляет до 3,404 млн. тонн, чугуна – до 3,805 млн. тонн, стальных труб – до 107 тыс. тонн и около 20% всей продукции теряется из-за коррозии.

Ежегодные мировые потери от коррозии оцениваются в 2,2 трлн. долларов. В США в 2011 году прямые потери составили 468 млрд. долларов, что составляет 3% ВВП страны.

Проведённые эксперименты заключались в исследовании эффективности работы ингибиторов на коррозию стали в кислотной среде.

Эффективность действия ингибитора рассчитывается по следующему соотношению:

$$Z = [(K_m - K_{mi}) / K_m] * 100\%, \quad (1)$$

где K_m , K_{mi} – массовые показатели коррозии соответственно в среде без ингибитора и с ингибитором.

Также воспользуемся формулой для нахождения коэффициента эффективности торможения коррозии:

$$Y = K_m / K_{mi}. \quad (2)$$

В эксперименте применяется метод обработки агрессивной среды, в роли которой выступает 20%-серная кислота, органическими ингибиторами, такими как: желатин и неионогенные поверхностно активные вещества (ПАВ).

В качестве образцов мы использовали стальной уголок, порезанный на три части.

В табл. 1 приведены их параметры.

Таблиця 1 – Параметри образцов

Образец	a, см	b, см	h, см	m, г	Органический ингибитор
1	19,5	20,6	3,4	10,4395	Желатин
2	17,7	20,5	3,5	9,1635	Неионогенные ПАВ
3	19,6	24,8	3,4	12,2580	–

Каждый образец мы помещали в стеклянный сосуд со специальным раствором и через определённый промежуток времени измеряли массу образцов на весах AXISAD50 (НГЗ = 50 г, НмГЗ = 0,02 г, d = 0,0005 г). В каждом стеклянном сосуде находилась серная кислота объёмом в 50 мл, а также специальные добавки. В роли добавок выступали 5 г желатина и 5 мл неионогенных ПАВ.

Результаты измерений приведены в табл. 2.

Таблиця 2 – Результаты измерений

Образец	m, г								
	10 мин	20 мин	30 мин	40 мин	50 мин	60 мин	80 мин	100 мин	120 мин
1	10,4380	10,4350	10,4305	10,4290	10,4280	10,4265	10,4240	10,4215	10,4195
2	9,1550	9,1535	9,1530	9,1525	9,1515	9,1505	9,1495	9,1490	9,1485
3	12,2555	12,2525	12,2505	12,2470	12,2435	12,2420	12,2410	12,2390	12,2360

Получив экспериментальные данные, мы можем посчитать коэффициент защиты и коэффициент торможения коррозии для каждого органического ингибитора:

– Желатин:

$$Z = ((0,022 - 0,02) / 0,022) * 100\% = 9\%;$$

$$Y = 0,022 / 0,02 = 1,1.$$

– Неионогенные ПАВ:

$$Z = ((0,022 - 0,015) / 0,022) * 100\% = 31,8\%;$$

$$Y = 0,022 / 0,015 = 1,46(6).$$

Мы провели эксперимент, который позволил оценить степень защищённости стали в кислотной среде, обработанной органическими ингибиторами.

Полученный результат дал позитивную реакцию, так как позволил получить неплохую степень защиты в среде, обработанной неионогенными поверхностно-активными веществами, и даёт возможность проводить дальнейшие опыты с целью получения дешёвого и эффективного средства от кислотной коррозии.

Нурадинов А.С.¹, Осадчий А.Г.²
(¹ФТИМС НАН України, м. Київ; ²НТУУ «КПІ», м. Київ)
ВПЛИВ ГАЗОІМПУЛЬСНОЇ ОБРОБКИ НА ФОРМУВАННЯ
БЕЗПЕРЕРВНОЛИТИХ ЗАГОТОВОК

Газоімпульсна обробка є ефективним способом перемішування металургійних розплавів. Суть методу полягає в періодичному вакуумному всмоктуванні металу і подальшому виштовхуванні його через вогнетривкий металопровід в порожнину виливниці.

Процес газоімпульсного перемішування пов'язаний з утворенням в перемішуваному об'ємі імпульсних потоків. При генеруванні імпульсних потоків в об'ємі, заповненому однофазною рідиною, утворюються вихори, які переміщуються на великі відстані з великою швидкістю.

Основна мета газоімпульсної обробки спрямована на зниження кристалічної і хімічної неоднорідностей твердіючих сплавів і збільшення виходу придатного продукту.

В даній роботі дослідження проводилися на фізичній моделі, яка імітує машину безперервного лиття заготовок.

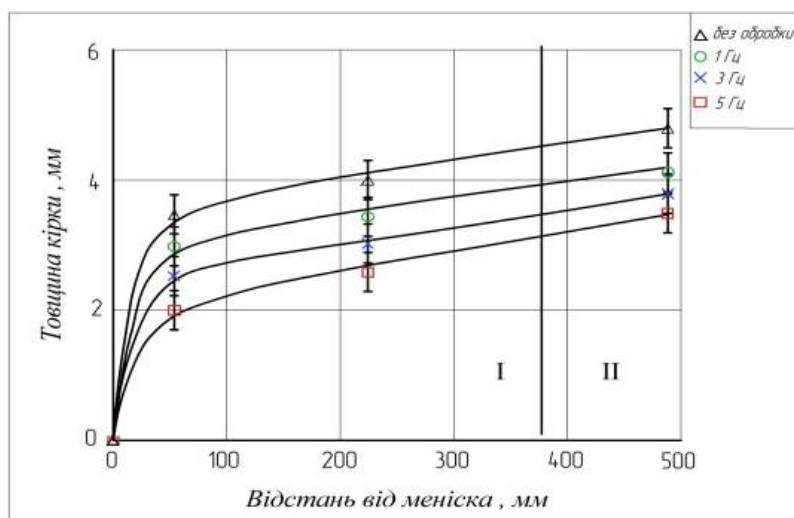
Дослідження показали наступні переваги газоімпульсної обробки:

а) силовий вплив пульсуючого потоку на фронт кристалізації призводить до зламу дендритів і їх осідання на дно. Товщина кірки металу зі збільшенням частоти пульсації поступово зменшується (рис. 1);

б) перемішування рідкого розплаву сприяє інтенсифікації відводу теплоти перегріву, в тому числі через зменшення товщини кірки, і як наслідок – більш інтенсивному утворення центрів кристалізації;

в) в макроструктурі дослідної заготовки замість великих стовпчастих дендритів, характерних для контрольної заготовки, розвиваються рівно вісні дендрити глобулярної форми з довжиною осей дендритів в 5...20 разів меншою, ніж у контрольного зразка;

г) знижується кількість дефектів макроструктури, осьова зона не має різко вираженої рихлості та великих пор і суттєво збільшується щільність кристалічної структури.



I – зона кристалізатора; II – зона вторинного охолодження;

1 – без обробки; 2 – частота пульсації 1 Гц; 3 – 3 Гц; 4 – 5 Гц

Рис. 1. Вплив частоти пульсації на зміну товщини затверділого шару при газоімпульсному перемішуванні

На практиці при використанні газоімпульсного перемішування як способу зовнішнього фізичного впливу на заготовку, що формується, необхідно вибрати раціональні параметри перемішування розплаву, які виключають сильну турбулізацію всього об'єму рідкої фази і забезпечують оптимальні гідродинамічні та теплофізичні умови формування заготовки. Проаналізувавши дані моделювання, можна рекомендувати наступні параметри частоти пульсації в реальних умовах: 150...180 хв⁻¹.

Парусов Э.В.¹, Сычков А.Б.², Чуйко И.Н.¹, Сагура Л.В.¹
 (¹ИЧМ НАН Украины, г. Днепрпетровск; ²МГТУ, г. Магнитогорск)
ВЛИЯНИЕ ДЕФЕКТОВ СТАЛЬНОЙ ЗАГОТОВКИ НА КАЧЕСТВО
ПОВЕРХНОСТИ ГОТОВОГО ПРОКАТА

E-mail: slv_metal@mail.ru

Допустимую глубину поверхностных дефектов (ГПД) бунтового проката устанавливает нормативная документация на конкретный вид продукции. Национальные нормативные документы (ДСТУ 3683-98, ГОСТ 14959-79, ТУ У 27.1-4-519-2002) допускают наличие на поверхности проката отпечатков, рябины и риски глубиной не более 0,15...0,20 мм. По европейскому стандарту EN ISO 16120-2:2011 допускаются отдельные риски, волосовины и рябина глубиной не более 0,25 мм для проката диаметром от 5,0 до 12,0 мм и 0,30 мм для проката диаметром более 12,0 мм.

Анализ нормативной документации на стальные заготовки различных металлургических предприятий показал, что допустимая ГПД должна находиться в диапазоне от 2,0 до 5,0 мм.

Расчет максимально допустимой ГПД на поверхности стальной заготовки (h_3) перед горячей прокаткой выполнен при известном нормируемом значении ГПД готового проката для наиболее часто применяемых в технологическом процессе заготовок сечением 125×125 и 150×150 мм с помощью выражения:

$$h_3 = h_{np} \cdot \sqrt{\frac{F_3}{F_{np}}} + \frac{F_3 \cdot L_o}{100 \cdot 4 \cdot a}, \quad (1)$$

где h_{np} – ГПД на готовом прокате, мм;

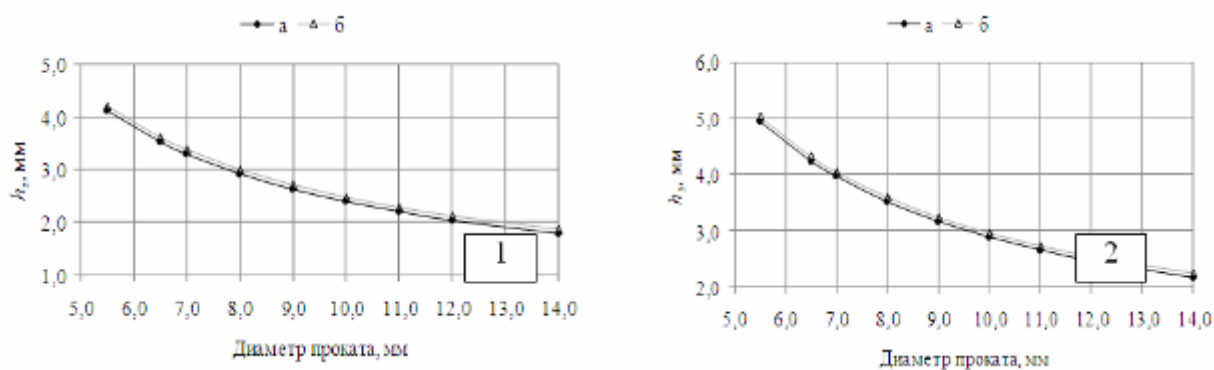
F_3 – площадь сечения исходной заготовки, мм²;

F_{np} – площадь сечения готового проката, мм²;

L_o – угар (окисление) металла в нагревательной печи, %;

a – сторона поперечного сечения квадратной заготовки, мм.

С использованием приведенной формулы был выполнен расчет максимально допустимой ГПД заготовки (перед ее нагревом под прокатку) в зависимости от нормируемой ГПД горячекатаного проката различных диаметров (рис. 1).



а – окисление поверхности заготовки 0,9%; б – окисление поверхности заготовки 1,1%

Рис. 1. Изменение максимально допустимой глубины дефектов на поверхности стальной заготовки сечением 125×125 мм (1) и 150×150 мм (2) в зависимости от диаметра готового проката

Полученные данные свидетельствуют о том, что максимально допустимая ГПД снижается при увеличении диаметра готового проката, уменьшении исходного сечения заготовки и степени ее окисления в нагревательной печи.

Принимая во внимание полученные данные, можно сделать вывод о том, что для гарантированного соответствия качества поверхности горячекатаного проката требованиям нормативной документации для различных профилазмеров проката в бунтах (5,5...14,0 мм), максимальную ГПД заготовки необходимо ограничить значением не более 2,0 мм, что хорошо согласуется с нормативными требованиями, предъявляемыми к качеству поверхности стальной заготовки.

Таким образом, представленная упрощенная методика расчета позволяет при нормируемой ГПД горячекатаного проката провести оперативный расчет предельно допустимой ГПД стальной заготовки перед ее последующим нагревом под горячую прокатку.

Петрищев А.С.¹, Григорьев С.М.²
 (¹ЗНТУ, г. Запорозжє; ²ЗНУ, г. Запорозжє)

НЕКОТОРЫЕ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ РАФИНИРОВАННОГО МОЛИБДЕНОВОГО КОНЦЕНТРАТА

В качестве исходного материала использовали металлизированный молибденовый концентрат (губчатый ферромolibден согласно ТУ 48-5-224-81) с добавлением чугушной дроби, которая добавлялась для улучшения теплопроводности при его получении. Рафинирование губчатого ферромolibдена в настоящей работе достигнуто обработкой брикетов плазмообразующей смесью, полученной в электродуговом генераторе при температуре более 3473 К.

Для получения рафинировочной смеси использовали природный газ, содержащий 91,66% CH₄, 3,70% C₂H₂, 1,12% C₃H₈, 0,30% C₄H₁₀, 0,18% C₄H₈, 0,08% C₅H₁₂, 0,09% C₅H₁₀, 0,28% C₆H₁₄, 0,21% C₇H₁₆, 2,14% N₂, 0,24% CO₂, (C_{1,0834} H_{4,1138} = 97,62%), и кислород технической чистоты.

Исходя из результатов рентгеноструктурных фазовых исследований (рис. 1) выявлена высокая интенсивность проявления дифракционных максимумов молибдена металлического. Вместе с этим, с меньшей интенсивностью проявляются интерметаллиды железа и молибдена Fe₃Mo и FeMo.

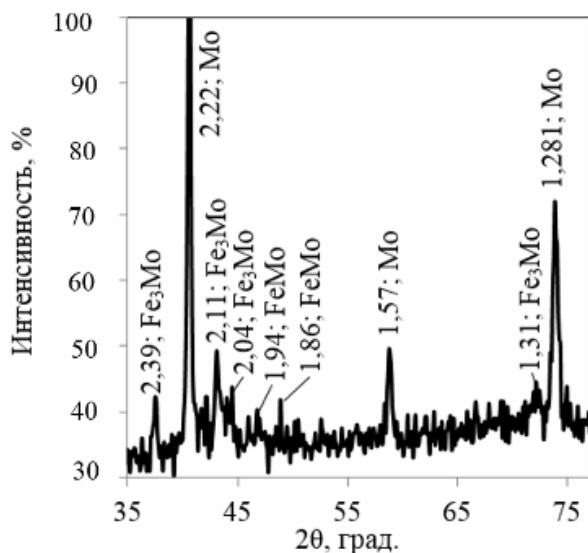


Рис. 1. Участок дифрактограммы образца плавленного ферромolibдена, полученного обработкой губчатого ферромolibдена рафинирующей плазмообразующей смесью

Исследования микроструктуры с использованием растровой электронной микроскопии и рентгеновского микроанализа подтвердили результаты определения фазового состава и хорошо с ними согласуются.

Как показали исследования, рафинирование металлизированного молибденового концентрата низкотемпературной плазмообразующей смесью обеспечивает снижение концентрации примесей мышьяка в 10...20 раз, сурьмы – в 4...10 раз, олова – до 25 раз, висмута – в 10...18 раз, цинка – в 6...20 раз, свинца – в 100...150 раз, фосфора – в 1,5...2 раза. Обеспечивается более высокая степень очистки по сравнению с вакуумно-термической обработкой и в десятки раз с большей скоростью испарение примесей.

После рафинирования плазмообразующей смесью металлизированный молибденовый концентрат приобретает кристаллическую структуру, которая практически не отличается от структуры молибдена после электронно-лучевого переплава. Плотность полученного материала повышается до 10,17 г/см³. Наиболее эффективно и целесообразно использовать полученный молибденсодержащий материал при выплавке прецизионных сплавов типа 79НМ, нержавеющей стали марки ЭИ943, а также при производстве порошковых быстрорежущих сталей без каких-либо ограничений.

Пивошук А.Р., Кеуш Д.В., Лютий Р.В.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

СУМІШ З НОВИМ ЗВ'ЯЗУВАЛЬНИМ КОМПОНЕНТОМ – ПРОФОСФАТОМ КРЕМНІЮ, ДЛЯ ТЕПЛООВОГО ЗМІЦНЕННЯ ЛИВАРНИХ СТРИЖНІВ

E-mail: andriipivoschuk@gmail.com

В сучасних стрижневих сумішах використовують великий спектр зв'язувальних компонентів, особливе місце серед яких займають фосфати, наділені рядом цінних фізичних, хімічних, теплофізичних та інших властивостей. Важливою перевагою ортофосфорної кислоти є здатність утворювати вогнетривкі сполуки з багатьма класами наповнювачів: оксидами, силікатами, алюмосилікатами. В сучасному ливарному виробництві можливості цих матеріалів використовуються мало, тому розроблення високоміцних фосфатних зв'язувальних компонентів на основі доступної і недорогой сировини є актуальним.

Метою нашої роботи є розроблення стрижневої суміші шляхом встановлення загальних закономірностей утворення зв'язувальних компонентів при взаємодії ортофосфорної кислоти із комбінованим наповнювачем для підвищення якості виливків із залізобуглецевих сплавів.

Зважаючи на високу зв'язувальну здатність продуктів взаємодії H_3PO_4 із переважною більшістю вогнетривів, слід припустити, що зв'язувальний компонент може утворюватись і в разі взаємодії даної кислоти з найбільш простими за мінералогічним складом наповнювачами, наприклад кварцом.

До кварцових наповнювачів у першу чергу відносяться пісок та пилоподібний кварц. Останній має дрібну структуру та є більш реакційно активним до кислоти. Їх поєднання дає змогу отримати комбінований наповнювач. Він при взаємодії з ортофосфорною кислотою утворює зв'язувальний компонент, здатний забезпечити більш високі фізико-механічні властивості стрижневої суміші.

Вогнетривкий наповнювач, зокрема комбінований, вперше використаний як активний компонент, здатний до зв'язування часток між собою внаслідок хімічних процесів, які глибоко досліджені в роботі. В результаті розроблені нові зв'язувальні компоненти, які не мають аналогів у світі серед відомих стрижневих сумішей для ливарного виробництва.

В роботі експериментально встановлено, що в композиції кварцового наповнювача з ортофосфорною кислотою при температурі 300...320 °C відбувається утворення раніше не дослідженого в ливарному виробництві зв'язувального компонента – пірофосфату кремнію, який виявлено нами через рентгенофазовий аналіз. Він характеризується термічною стабільністю, відсутністю фазових перетворень при нагріванні та не піддається розпаду в інтервалі 300...1000 °C, що підтверджують дані диференційного термогравіметричного аналізу. За результатами планування експериментів та оброблення даних визначено оптимальний склад і режим зміцнення суміші. Для забезпечення достатнього рівня загальної та поверхневої міцності вміст пилоподібного кварцу має бути 6...8%, а кислоти – 3...4%.

Запропоновані в роботі суміші призначені для виготовлення стрижнів у гарячому оснащенні. По-перше, вони здатні замінити піщано-смоляну суміш, яка зараз використовується у цій технології, що супроводжуватиметься рядом екологічних і економічних переваг. Наприклад, приготування 1 т суміші розробленого складу дає змогу зекономити до 1000 грн. По-друге, суміші після гарячого зміцнення мають міцність при стисканні не менше 2,0 МПа, обсапаємість не більше 0,5%, термічну стійкість до 1000 °C, що дає змогу отримувати із них стрижні, які використовуються при виготовленні сталевого і чавунного литва.

Отримані при різних температурах заливання виливки із сірого чавуну, вуглецевої та легованої сталей мають якісні литі поверхні, із чітко відтвореними дрібними елементами конфігурації. Відсутність дефектів типу пригару, піщаних та газових раковин свідчить про низьку хімічну активність компонентів розроблених сумішей до залізобуглецевих розплавів.

Писаренко В.Г., Варава І.А.

(Інститут кібернетики ім. В.М. Глушкова НАН України, м. Київ)

ОПТИМАЛЬНЕ КЕРУВАННЯ КРИСТАЛІЗАЦІЄЮ МЕТАЛЕВИХ РОЗПЛАВІВ З ВИКОРИСТАННЯМ ЕЛЕМЕНТІВ ІНТЕЛЕКТУАЛЬНОГО ТЕРМОАНАЛІЗУ І ФУНКЦІОНАЛІВ КРИТЕРІЇВ ОЦІНЮВАННЯ

В Інституті кібернетики імені В.М. Глушкова НАН України (під керівництвом професора Писаренка В.Г.) розвиваються концептуальні основи та компоненти інформаційної технології системи оптимального керування складними науковими експериментами в багатофазному середовищі [1, 2].

Метою дослідження є удосконалення науково-методичних і практичних підходів до розробки інформаційних технологій управління складними науковими експериментами в багатофазних середовищах. У процесі дослідження використано методи: логічного узагальнення і наукової абстракції – для уточнення категорій «фаза», «багатофазне середовище»; математичне моделювання – для проведення імітаційного моделювання процесів, які перебігають в багатофазних середовищах; статистичного, кореляційного та кластерного аналізу – для визначення розподілу значень ознак фаз у багатовимірному просторі ознак; графічні – для візуального подання отриманих результатів дисертаційного дослідження.

Реалізація мети обумовлює необхідність вирішення таких основних завдань:

- огляд і аналіз інформаційних технологій, які використовуються при експериментальних дослідженнях багатофазних середовищ;
- системний аналіз проблеми управління складними науково-технічними експериментами в багатофазних середовищах;
- розроблення класифікації багатофазних середовищ;
- розроблення функціоналів якості управління складним науково-технічним експериментом в багатофазному середовищі на основі розробленої класифікації;
- розроблення елементів інформаційних технологій для проведення експериментів по вивченню кристалізації металевих розплавів.

Одним із прикладів застосування розроблюваної системи оптимального керування складними науковими експериментами в багатофазному середовищі є задача отримання металевих зразків сталі з підвищеними експлуатаційними характеристиками. В зв'язку з цим було поставлено задачу – створити нову технологію керованої кристалізації розплавом semisolid, що забезпечує отримання зразків сталі з підвищеними характеристиками статичної та динамічної міцності.

Термічний аналіз – метод дослідження хімічних і фізичних властивостей матеріалів, оснований на спостереженні процесів, що відбуваються в речовині в умовах запрограмованої зміни температури [3].

При аналізі металів і сплавів, як правило, фіксують зміни швидкості охолодження або нагрівання, що відбуваються при фазових або структурних переходах у речовині.

Стосовно до алюмінієвих сплавів методи термічного аналізу на даний момент дозволяють визначати наступні характеристики:

- температуру початку й кінця кристалізації;
- хімічний склад по основних легувальних елементах (Si, Fe, Cu, Mg, Ni, Zn, Mn, Ti);
- фазова сполука сплаву й швидкості росту фаз;
- ступінь модифікування твердого розчину;
- ступінь модифікування евтектики;
- оцінка розподіленої пористості;
- оцінка концентрованої усадочної раковини;
- оцінка пластичності.

Крім того, для деталей, товщина стінок яких порівнянна з розмірами проби, термічний аналіз дозволяє прогнозувати їхні механічні властивості: твердість, межа міцності, відносне подовження.

При аналізі якості алюмінієвих сплавів термічний аналіз має ряд істотних переваг перед іншими методами. Його проведення не вимагає тривалого часу й витрати на устаткування на порядок нижче в порівнянні з іншими методами. Термічний аналіз є структурно незалежним, тому що він проводиться не по фрагменту поверхні, а по всьому об'єму проби.

Ключовою обставиною для створення технології керованої кристалізації було обрано виявлення на розрахункових моделях з підтвердженням в реальних експериментах оптимальних умов впливу на остиваючу суміш твердої та рідкої фази, що називається стадією semisolid (твердий / напівтвердий стан). Цей вплив забезпечить значне покращення експлуатаційних характеристик сталевих зразків, що отримуються.

Постановка задачі створення нової технології «Мінідендритність» для вирішення головної задачі оптимального керування кристалізацією. Було створено та використано наступну авторську гіпотезу: необхідно знайти (теоретичним шляхом з наступним підтвердженням на експериментах) оптимальні режими вібраційного та теплового впливу на твердіючий розплав, при якому за обмежений (мінімальний) час забезпечується задовільний для експлуатації мінімум об'ємної долі дендритної фази μ (добре відомої металургам та металознавцям), тобто забезпечити $0 < \mu < 1$.

Найявний у металургів досвід та авторські теоретичні моделі привели до висновку, що створювана технологія «Мінідендритність» повинна задовольняти таким критеріям:

1) мінімізувати загальний об'єм всіх зон семісолида з дендритною структурою до того моменту τ , поки залишається можливість перемішування твердіючого розплаву за допомогою наступних дій на розплав semisolid: подавити та мінімізувати зони дендритної структури при використанні наступних середовищ руйнування таких дендритних зон:

а) вплив вібрацій певного типу на розплав, що остиває;

б) перемішування розплаву шляхом створення додаткових потоків в товщі семісолиду.

2) забезпечити покращення експлуатаційних характеристик в межах, які влаштовують організацію замовника (бажано від замовника позначити максимальний час τ^* для успішного виконання обраного впливу на семісолід та максимальну вартість σ розробки для отримання позитивного результату від дії запропонованої технології для конкретних марок сталі).

Розроблені науково-методичні підходи та рекомендації використано при розробці програмного забезпечення (ПЗ) «ТермоЕхр». Результати дослідження використовуються у діяльності компанії «Robosoft» (м. Дніпропетровськ), у наукових дослідженнях Фізико-технологічного інституту металів та сплавів НАН України (ФТІМС НАНУ) (м. Київ), у роботі ПП Фірма «ТермоЕксперт» (Київська обл., Фастівський р-н, с. Триліси) та на підприємствах металургійного комплексу.

Література:

1. Писаренко В.Г., Варава И.А. Информационные модели теплофизических процессов при измерениях временной динамики температуры кристаллизирующегося расплава металла // Комп'ютерні засоби, мережі та системи, 2007. – № 6. – С. 67...74.

2. Варава И.А. Методы распознавания образов и выделение кластеров при обработке файлов временной динамики температуры расплава кристаллизирующегося металла // Искусственный интеллект, 2009. – № 1. – С. 19...26.

3. Писаренко В.Г., Варава И.А. Некоторые информационные модели управляемой термоядерной плазмы: монография. – М.: Астра, 2005. – 76 с. – С. 18...19.

Погрелюк І.М.¹, Лаврись С.М.¹, Стасишин І.В.¹, Пеньковий О.В.²

(¹ФМІ НАН України, м. Львів; ²НУ «ЛП», м. Львів)

ВПЛИВ ПАРАМЕТРІВ ХІМІКО-ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА ЯКІСТЬ ПОВЕРХНІ ТИТАНУ GRADE 2

E-mail: pohrelyuk@ipm.lviv.ua

Хіміко-термічна обробка (ХТО) дозволяє використовувати титан в якості імплантату в ортопедії і травматології завдяки хорошим властивостям матеріалу після такої обробки: біосумісністю модифікованої поверхні, низьким модулем пружності і густиною, а також високою питомою міцністю та зносотривкістю. Однак у хірургічній ортопедії використання в ендопротезах зміцнених ніжок з титану для цементної фіксації є обмеженим. Це пов'язано з тим, що в разі мікрорухів та вібрацій титанової ніжки всередині цементної матриці на початкових етапах нестабільного припрацювання відбувається тертя стінки поверхні імплантату по кістковому цементу з утворенням продуктів зношування. Такий період та інтенсивність припрацювання, зазвичай, залежить від якості обробленої поверхні титанових ніжок ендопротеза.

Виходячи з вище сказаного, метою даної роботи було оцінити вплив температури хіміко-термічної обробки на якість поверхні технічно чистого титану, з метою отримання заданого рівня фізико-механічних і геометричних властивостей поверхні.

Досліджували зразки титану Grade 2 (аналог VT1-0), поверхню яких попередньо полірували ($R_a = 0,059$ мкм). Зразки піддавали газовому термодифузійному насиченню азотом (азотування) та безконтактному термодифузійному насиченню бором (борування). Тривалість насичення 5 годин. Температура 750 та 900 °С. Якість поверхні після хіміко-термічних обробок оцінювали методом двохкрокової фазозсувної інтерферометрії та дюрOMETричного аналізу.

За результатами дюрOMETричних досліджень встановлено, що рівень поверхневого зміцнення титану після ХТО підвищується у порівнянні з вихідним. За температури 750 °С термодифузійне насичення бором забезпечує поверхневу твердість на рівні 6,6 ГПа, а насичення азотом – вдвічі нижчу (3,2 ГПа). З підвищенням температури насичення до 900 °С рівень поверхневого зміцнення після азотування підвищується інтенсивніше порівняно з боруванням. Після 5-ти годинної витримки поверхнева мікротвердість азотованого і борованого титану складає 10,3 та 8,9 ГПа відповідно.

Незалежно від виду хіміко-термічної обробки (азотування, борування) якість поверхні титану Grade 2 погіршується у 1,5...4 рази порівняно з вихідною (після полірування). Після борування за температури 750 °С параметр R_a збільшується приблизно в 1,5 рази, а після азотування – в 2,5 рази у порівнянні з вихідним значенням. Така ж тенденція зберігається і при вищих температурах насичення. З підвищення температури хіміко-термічної обробки до 900 °С R_a становить 0,146 та 0,243 мкм для борування і азотування відповідно. Щодо крокових параметрів топографії поверхні, то процеси ХТО сприяють зменшенню цих параметрів від 30 до 20 мкм. Такі закономірності зміни висотних і крокових параметрів профілю поверхні можна пояснити різними механізмами отримання модифікованих (азотованої чи борованої) поверхонь. Під час азотування атоми азоту дифундують межами зерен титану, що підвищує висотні параметри шорсткості поверхні. За вищих температур насичення сформовані на межах зерен нітриди розростаються, поступово охоплюючи всю оброблювану поверхню. В процесі термодифузійного насичення бором атоми рівномірно дифундують у поверхневі шари матеріалу, утворюючи боридний шар, що рівномірно покриває всю оброблювальну поверхню.

Топографію модифікованої поверхні оцінювали і за відносною опорною довжиною профілю t_p . Встановлено, що термодифузійне насичення азотом та бором титану сприяє збільшенню цієї характеристики, що, зазвичай, свідчить про покращення триботехнічних властивостей таких поверхонь, особливо в період їх припрацювання.

Погрелюк І.М.¹, Шейкін С.Є.², Лаврись С.М.¹, Ростоцький І.Ю.²
(¹ФМІ НАН України, м. Львів; ²ІНМ НАН України, м. Київ)

ВПЛИВ РЕЖИМУ ОБКОЧУВАННЯ НА ТРИБОТЕХНІЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ ТИТАНОВОГО СПЛАВУ VT22

E-mail: pohrelyuk@ipm.lviv.ua

Титанові сплави широко застосовуються у тих галузях промисловості, які вимагають матеріалів з високими питомою міцністю і опором корозії. Проте істотним недоліком титанових сплавів є низькі триботехнічні властивості, зокрема зносотривкість, схильність до контактного схоплювання, що обмежує їх застосування у вузлах тертя. Одна із перспективних технологій для поліпшення триботехнічних властивостей титанових сплавів є холодне поверхнєве пластичне деформування (ХППД), яке забезпечує формування дрібнодисперсної структури поверхневого шару. Також позитивним із точки зору зносотривкості є те, що оброблювальна під час ХППД поверхня має залишкові напруження стискання, округлу згладжену форму мікронерівностей та високу поверхнєву твердість.

У даній роботі досліджено вплив режимів обкочування на зносотривкість та механізм зношування двофазного титанового сплаву VT22 в умовах граничного змащення. В якості ХППД був вибраний метод обкочування алмазною кулькою за навантаження 200 і 600 Н у 3 проходи. Триботехнічні дослідження проводили на машині для зношування металів СМЦ-2 за схемою спряження «диск – колодка» на базі 1000 м за питомого навантаження 0,6 МПа і швидкості ковзання 0,6 м/с. Мастило – гідрорідина АМГ-10. Випробовували диски зі сплаву VT22, поверхню яких зміцнювали обкочуванням. Як контртіло використовували колодки з деформівної бронзи БрАЖН 10-4-4.

За результатами металографічних й дюрOMETричних досліджень встановлено, що глибина зміцненого шару після обкочування за навантаження 200 та 600 Н становить ~ 100 та 180 мкм, відповідно. Також зі збільшенням навантаження під час ХППД зростає поверхнєва мікротвердість оброблювального матеріалу (4,47 та 4,82 ГПа відповідно). Якість поверхні після обкочування покращується порівняно з вихідним квалітетом на 2...5 класи і встановлюється на рівні 7-го та 9-го квалітету чистоти за ГОСТ 2789-73 відповідно.

Встановлено, що збільшення навантаження під час обкочування збільшує інтенсивність зношування титанового диску. При цьому інтенсивність зношування контртіл (бронзових колодок) на два порядки перевищує інтенсивність зношування титанових дисків. Контртіло, яке працювало у парі з титановим диском, зміцненим за навантаження 200 Н, має меншу величину зносу порівняно з контртілом, яке працювало з диском, зміцненим за навантаження 600 Н.

Окрім цього, в умовах тертя досліджуваних трибопар фіксували зміну коефіцієнту тертя та температуру в околі зони тертя. Нижчий коефіцієнт тертя має трибопара, диск якої обкочували за навантаження 200 Н. За вищого навантаження під час ХППД коефіцієнт тертя зростає в 2 рази (0,24 проти 0,12). На ділянці стабільного зношування температура в околі зони тертя в обох трибопарах встановлюється на рівні 43 °С.

Поверхні зношування титанових зразків мають пелюсткову мікроструктуру. Така структура утворюється в результаті інтенсивного пластичного деформування поверхонь та переносу більш м'якого матеріалу (бронзи) та поверхню титанового сплаву. Це підтверджують результати мікрорентгеноспектрального аналізу поверхні тертя, фіксуючи на ній мідь. Спостережувана структура характерна для адгезійного механізму зношування, що супроводжується багаторазовим передеформуванням поверхневого шару, наклепом, відшаруванням та переносом матеріалу.

Таким чином, обкочування титанового сплаву VT22 за меншого навантаження забезпечує вищу зносотривкість в умовах граничного змащення в парі з бронзою БрАЖН 10-4-4. Триботехнічні характеристики титанового сплаву VT22 після обкочування за навантаження 200 Н у 3 проходи є вищими, ніж за навантаження 600 Н у 3 проходи.

Погрелюк І.М., Лук'яненко О.Г., Швачко Х.С.

(ФМІ НАНУ, м. Львів)

**ВПЛИВ ТЕРМОДИFUЗІЙНОГО ОКСИДУВАННЯ НА КОРОЗІЙНУ ТРИВКІСТЬ
СПЕЧЕНОГО ТИТАНУ**

E-mail: irynapohrelyuk@gmail.com

Завдяки високій корозійній стійкості в багатьох хімічно активних середовищах титан має великі перспективи застосування в хімічній промисловості. З титану і сплавів на його основі виготовляють деталі різного призначення, які працюють у складних умовах дії агресивного середовища, високої температури і контактних навантажень. Для виробництва деталей переважно використовують технології лиття із застосуванням зварювання, а матеріалом таких заготовок, в основному, є низьколеговані α - і псевдо- α -титанові сплави.

Отримання заготовок методами порошкової металургії, шляхом пресування і наступного спікання, дозволяє істотно знизити їх вартість у порівнянні з литими заготовками і зменшити кількість технологічних операцій механічної обробки. Незважаючи на активний розвиток технологій порошкової металургії, на сьогоднішній день номенклатура деталей хімічного призначення, що виготовляється з їх використанням, невелика. Основною перешкодою до більш широкого впровадження є підвищена дефектність будови спечених матеріалів у порівнянні з компактними: вища щільність вакансій, особливо поблизу пор; велика густина дислокацій; значна протяжність меж зерен. Наявність у порошкових деталях розвиненої структури відкритих поверхневих пор, а також неповний контакт між структурними елементами спеченого матеріалу призводить до зниження корозійної стійкості таких виробів. Підвищення згаданої характеристики бачиться у використанні технологій інженерії поверхні: термодифузійному насиченні поверхневого шару металу елементами втілення, зокрема киснем. Мета роботи – оцінити ефективність термодифузійного оксидування в підвищенні корозійної тривкості зразків спеченого титану ВТ1-0 в особливо агресивних середовищах неорганічних кислот.

Досліджували зразки спеченого титану ВТ1-0, отриманого з порошку титану ПТ5-1 (ТУ У 14-10-026-98) з розміром частинок $0,50 \pm 0,16$ мм. Оксидування зразків здійснювали у два етапи. Перший етап: 800°C , 3 год, розріджений аргон-кисневий потік ($P_{\text{Ar}+\text{O}_2} = 0,12$ Па); нагрів до 800°C і охолодження в вакуумі $P = 26,6$ мПа. Другий етап: 700°C , 1 год на повітрі.

Швидкість корозії оксидованих зразків спеченого титану в 40%-вому водному розчині сульфатної кислоти, встановлена ваговим методом, у порівнянні зі зразками без оброблення менше на три порядки ($0,0004$ г/(м²×год) проти $0,8011$ г/(м²×год)) і свідчить про високу корозійну стійкість.

Корозійні процеси в агресивному середовищі сульфатної кислоти на зразках оксидованого спеченого титану носять немонотонний характер. Це слід пов'язувати з чутливістю оксидування щодо дефектів структури. Оксидні плівки, сформовані у місцях з дефектами, в зонах структурної неоднорідності уразливі до впливу агресивного середовища. У цих місцях процеси корозійного руйнування поверхні інтенсифікуються, залишаючи корозійні ураження поверхневої оксидної плівки – пітінги. Окрім пітінгів за тривалих випробувань спостерігаємо і інші види місцевої корозії – корозійні плями і ниткоподібну корозію.

Характер зміни маси оксидованих зразків у 20%-водному розчині хлоридної кислоти аналогічний змінам у сульфатній, хоча проявляється виразніше внаслідок більшої агресивності середовища. Швидкість корозії оксидованого спеченого титану становить $0,0014$ г/(м²×год), що на порядок більше, ніж у сульфатній кислоті, хоча ефект захисту оксидуванням в даному агресивному середовищі такий, як і в сульфатній кислоті (опір корозії зростає на три порядки в порівнянні з незахищеними зразками ($5,2755$ г/(м²×год))). Корозійні руйнування захисної оксидної плівки носять рівномірний характер: металографічні дослідження поверхні зразків не фіксують помітних змін при загальному стоншенні зразків у процесі експозиції в кислоті.

Пригунова А.Г.¹, Петров С.С.², Пригунов С.В.², Дядюра А.С.³
(¹ФТІМС НАН України, м. Київ; ²НМетАУ, м. Дніпропетровськ; ³НТУУ «КПІ», м. Київ)
**СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВУ АК5М2, ОБРОБЛЕНОГО У РІДКОМУ
СТАНІ ІМПУЛЬСНИМ ЕЛЕКТРИЧНИМ СТРУМОМ**

Відсутність в Україні виробництва первинного алюмінію і сплавів на його основі зумовлює використання вторинної сировини – брухту та відходів з великою кількістю шкідливих домішок, насамперед – заліза, що негативно впливає на механічні властивості виливків.

Загальновідомо про генетичний взаємозв'язок структури в рідкому та твердому станах. В ланцюзі «шихта – розплав – виливок» рідина несе інформацію про природу сировинних матеріалів, їх якість та є благодатним об'єктом для поліпшення структури і властивостей литих виробів фізико-хімічними впливами на розплав, а саме імпульсним електричним струмом.

Ключовою відмінністю від силумінів, виготовлених з первинних матеріалів, у яких основним елементом структури є Al-Si евтектика, у сплавах, виплавлених з брухту та відходів – це евтектики, до складу яких входить інтерметалід β -FeSiAl₅ (β) у вигляді грубих пластин – концентраторів напруги. Закономірності структуроутворення залізовмісних фаз вивчено недостатньо. Характер і порядок фазових перетворень при твердненні після оброблення розплаву електричним струмом не досліджено.

Мікроструктуру сплаву АК5М2 у вихідному стані наведено на рис. 1.

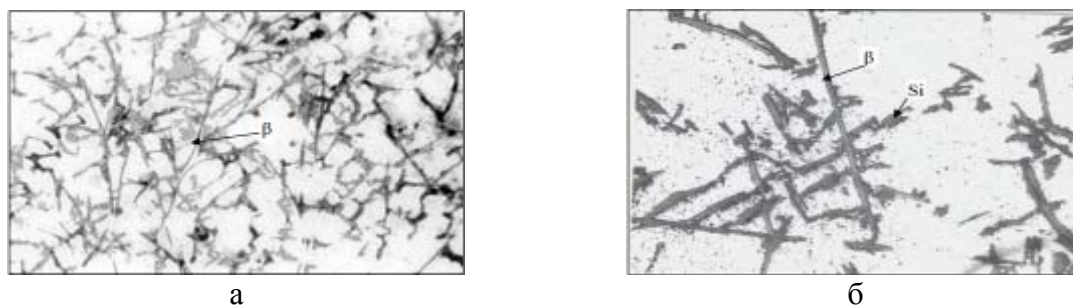


Рис. 1. Мікроструктура сплаву АК5М2 у вихідному стані: а – х400, б – х800

Оброблення сплаву АК5М2 в рідкому стані однополярним імпульсним електричним струмом призводить до значних змін у процесі структуроутворення (рис. 2).

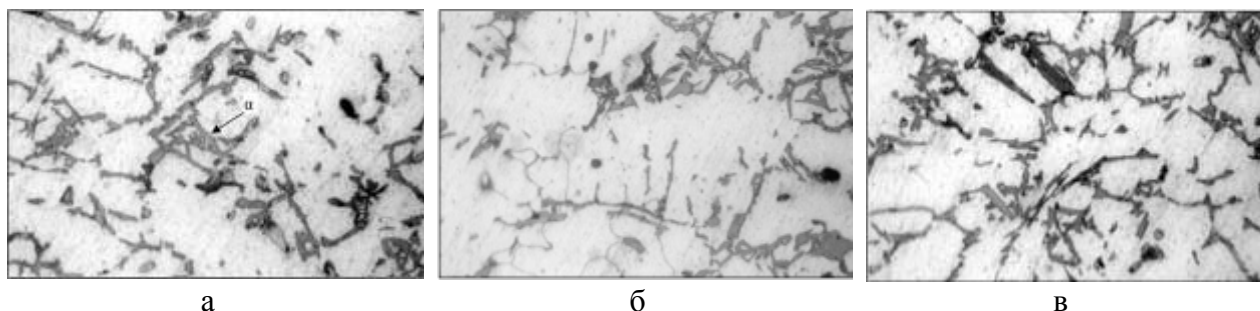


Рис. 2. Мікроструктура сплаву АК5М2 після оброблення розплаву однополярним імпульсним електричним струмом, х800

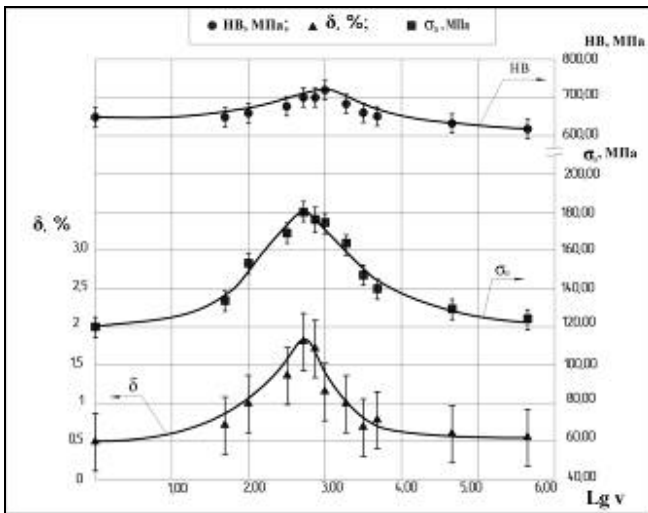


Рис. 3. Залежність механічних властивостей сплаву АК5М2 від частоти оброблення розплаву електричним струмом щільністю 7 А/см²

Насамперед, це стосується залізовмісних інтерметалідів, що формуються на перших етапах тверднення. При раціональних режимах оброблення розплаву однополярним імпульсним електричним струмом реакція розпаду рідини $P \rightarrow \beta + Si + Al_{\alpha}$ пригнічується. Тому після тверднення голкоподібний інтерметалід β майже відсутній. Майже в 4 рази збільшується об'ємна частка розгалуженої фази $\alpha-(FeMn)_3Si_2Al_{15}$. Внаслідок таких структурних перетворень короткочасна міцність сплаву АК5М2 підвищилася майже на 50%, твердість – на 15%, відносне подовження – у 3,6 рази, як показано на рис. 3.

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

ОПТИМІЗАЦІЯ СКЛАДУ СУМІШЕЙ НА ОСНОВІ КВАРЦОВОГО ПІСКУ, СПУЧЕНОГО ПЕРЛІТУ ТА СМОЛИ СФП 011Л

Застосування стрижнів з високою густиною для комбінованих пінополістиролових моделей (для стрижнів на основі кварцового піску вона складає 1650 кг/см³) може призвести до деформації моделей при ущільненні або до руйнування ливникової системи. У зв'язку з цим виникає необхідність застосування суміші з вогнетривкого наповнювача з низькою густиною.

Одним із таких вогнетривких наповнювачів може являтися спучений перліт, який володіє достатньою вогнетривкістю та відносно низькою густиною.

У зв'язку з цим досліджено вплив спученого перліту разом із кварцовим піском на властивості стрижневих сумішей.

В дослідженнях використовувався спучений перліт марки ПВМ (ГОСТ 1083 - 2009).

Були проведені дослідження впливу кількості спученого перліту на густину (рис. 1). Суміші спікались при температурі 240 °С протягом 12 хв. Встановлено, що зі збільшенням кількості спученого перліту, як і слід було очікувати, густина суміші зменшується від 1,65 г/см³ для суміші на основі 100% кварцового піску до 0,78 г/см³ для суміші на основі 100% спученого перліту.

Досліджено вплив добавки спученого перліту на міцність стрижнів (рис. 2).

Встановлено, що зі збільшенням кількості спученого перліту збільшується міцність стрижнів і досягає максимуму при 50% об. спученого перліту. Подальше збільшення спученого перліту призводить до зниження характеристик міцності. Такий характер зміни міцності прослідковується незалежно від кількості смоли СФП 011Л з тією лише різницею, що більша кількість смоли забезпечує більшу міцність стрижнів.

Зі збільшенням кількості спученого перліту (до 50% об.) в суміші міцність збільшується, досягаючи свого максимального значення – 2,5 МПа для сумішей з 13% об. СФП 011Л; 3,52 МПа для сумішей з 19,4% об. СФП 011Л та 4,05 МПа для сумішей з 25% об. СФП 011Л, а при подальшому збільшенні – міцність падає. Це пояснюється тим, що у спученого перліту, в порівнянні з кварцовим піском, переважає дрібна фракція, тому упаковка зерен стає більш компактною, відповідно зв'язок між зернами збільшується. При

великій кількості спученого перліту більше 50% об. – міцність зменшується у зв'язку з низькою міцністю спученого перліту (міцність при стисканні менше 0,1 МПа).

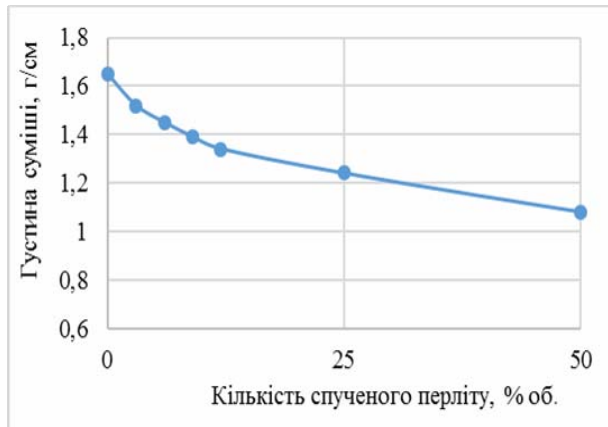
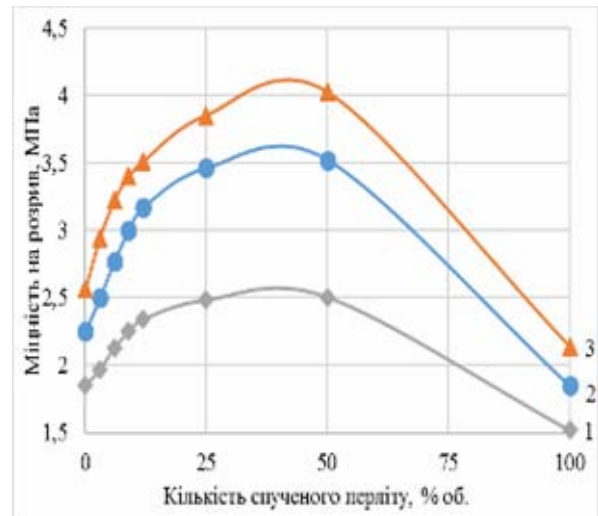


Рис. 1. Вплив кількості спученого перліту на густину сумішей



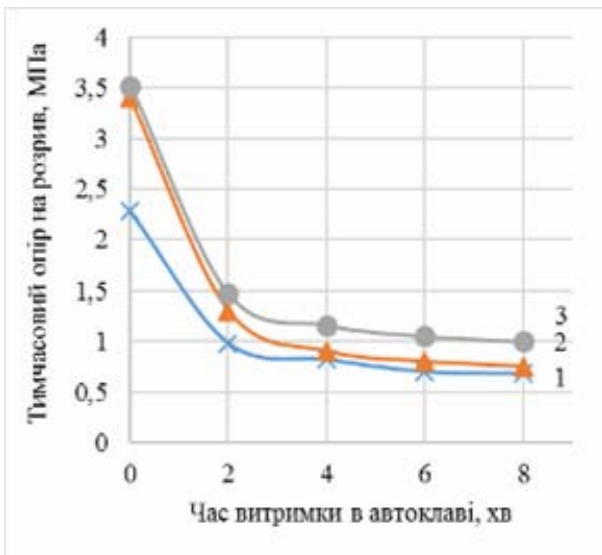
1 – при 13% об. СФП 011Л; 2 – при 19,4% об. СФП 011Л; 3 – при 25% об. СФП 011Л

Рис. 2. Вплив кількості спученого перліту на міцність стрижнів

Досліджено вплив парочасового оброблення на властивості суміші на основі кварцового піску та спученого перліту (рис. 3).

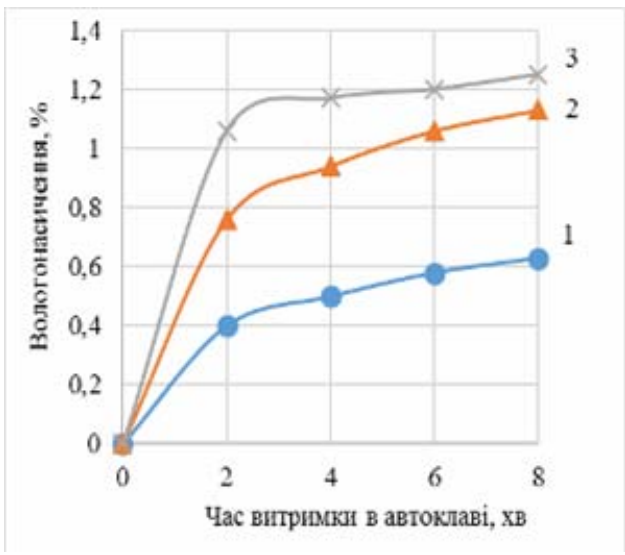
Встановлено, що вже двохвилинне оброблення парою призводить до зменшення міцності. Для сумішей на основі кварцового піску міцність падає з 2,28 до 0,98 МПа. Для сумішей зі спученим перлітом при такому ж часовому обробленні – з 3,46 МПа до 1,3 МПа. Подальше збільшення часу оброблення веде до незначного зменшення міцності.

Такий характер зміни міцності пов'язаний з вологонасиченням (рис. 4).



1 – 100% об. кварцового піску; 2 – 75% об. кварцового піску, 25% об. спученого перліту; 3 – 50% об. кварцового піску, 50% об. спученого перліту

Рис. 3. Вплив часу оброблення перегрітою парою на міцність суміші



1 – 100% об. кварцового піску; 2 – 75% об. кварцового піску, 25% об. спученого перліту; 3 – 50% об. кварцового піску, 50% об. спученого перліту

Рис. 4. Вплив часу оброблення на вологонасичення сумішей

Найбільш інтенсивне вологонасичення прослідковується при двохвилинному обробленні парою. Збільшення часу оброблення до 8 хв (час, який є необхідний для отримання пінополістиролової моделі в автоклаві) незначною мірою збільшує подальше вологонаси-

чення. Варто відмітити, що суміші з добавкою спученого перліту володіють більшим вологонасиченням в тій більшій мірі, чим більша добавка спученого перліту.

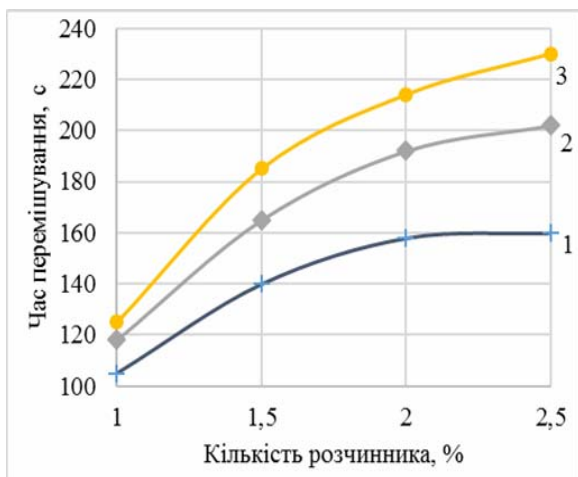
Таким чином показано, що добавка спученого перліту в кількості 50% об. сприяє зменшенню густини суміші до $1,08 \text{ г/см}^3$, а при парочасовому обробленні протягом 8 хв стрижні зберігають достатню міцність – $0,75 \text{ МПа}$, що дозволяє отримувати виливки з необхідною геометричною точністю.

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

ОПТИМІЗАЦІЯ СКЛАДУ СУМІШЕЙ НА ОСНОВІ КВАРЦОВОГО ПІСКУ, СМОЛИ СФП 011Л ТА МЕТИЛАЦЕТАТУ

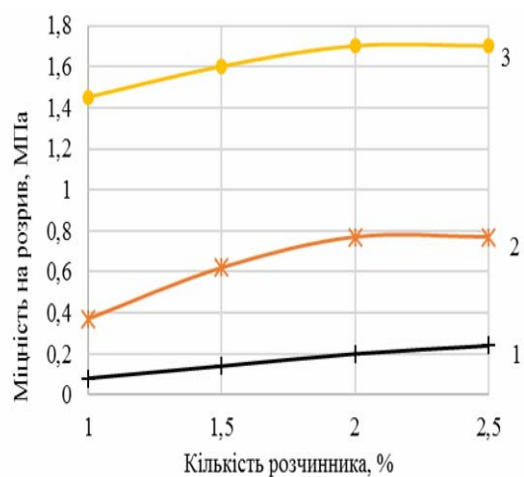
Одним з недоліків лиття за моделями, що газифікуються, є неможливість отримання виливків із складними внутрішніми порожнинами. Тому був розроблений метод отримання порожнистих виливків за допомогою комбінованих пінополістиролових моделей із застосуванням піщаних стрижневих сумішей на основі смоли СФП 011Л, яка в меншій мірі знеміцнюється під дією перегрітої пари. Як розчинник застосовували метилацетат, який використовується замість забороненого ацетону.

Досліджено вплив розчинника на час перемішування (рис. 1) та на міцність на розрив стрижнів (рис. 2).



1 – 2% СФП 011Л, 2 – 4% СФП 011Л, 3 – 6% СФП 011Л

Рис. 1. Вплив кількості розчинника на час перемішування



1 – 2% СФП 011Л, 2 – 4% СФП 011Л, 3 – 6% СФП 011Л

Рис. 2. Вплив кількості розчинника на міцність стрижнів

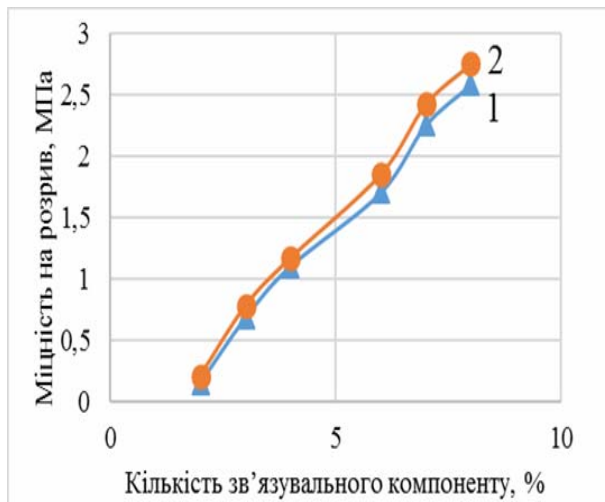
Встановлено (рис. 1), що час перемішування збільшується зі збільшенням вмісту розчинника та кількості смоли СФП 011Л. Максимальний час перемішування при 6% СФП 011Л та 2,5% метилацетату – 230 с, а мінімальний – 105 с при 2% СФП 011Л та 1% метилацетату.

Такий характер впливу пов'язаний зі збільшенням часу, який необхідний для повного обволочування зерен зв'язувальним компонентом.

Встановлено (рис. 2), що під час спікання суміші при температурі $220 \text{ }^\circ\text{C}$ протягом 12 хв, зі збільшенням розчинника від 1,5 до 2% збільшується міцність стрижнів. Подальше збільшення кількості практично не впливає на зміну міцності.

Таким чином оптимальною кількістю розчинника для сумішей на основі кварцового піску та смоли СФП 011Л є добавка метилацетату в кількості 1,5...2,0%.

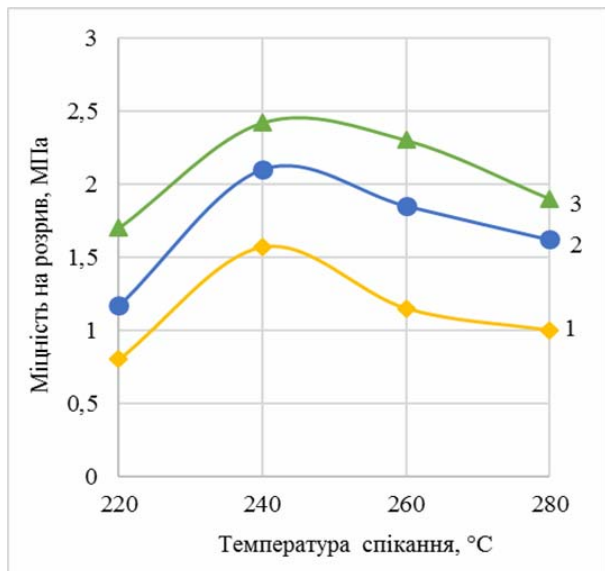
Досліджено вплив СФП 011Л на міцність стрижнів (рис. 3). Суміші спікались при температурі $220 \text{ }^\circ\text{C}$ протягом 12 хв.



1 – 1,5% метилацетату, 2 – 2% метилацетату

Рис. 3. Вплив зв'язувального компонента на міцність стрижнів

Рис. 5). а збільшення часу спікання до 16 хв призводить до зниження характеристик міцності в результаті термодеструкції.



1 – 2% метилацетату, 3% СФП011Л;
2 – 2% метилацетату, 4% СФП011Л;
3 – 2% метилацетату, 6% СФП011Л

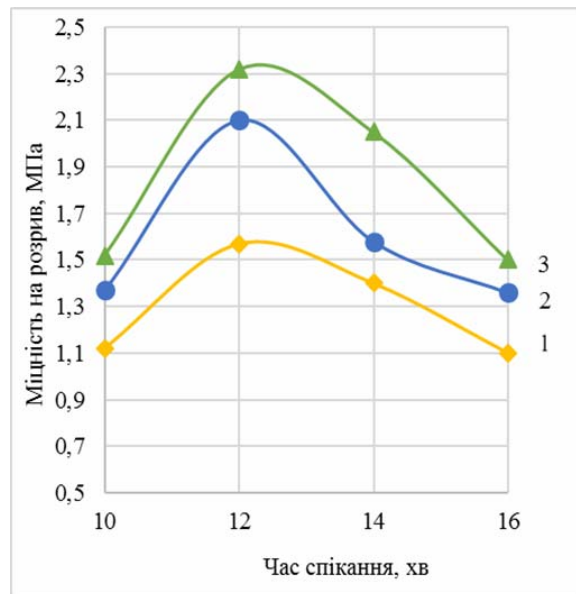
Рис. 4. Вплив температури спікання сумішей на міцність стрижнів

Встановлено, що зі збільшенням кількості смоли з 2% до 6% міцність стрижнів збільшується від 0,15...0,21 МПа до 1,7...1,85 МПа. Збільшення розчинника незначно впливає на міцність стрижнів.

Досліджено вплив часу та температури спікання на міцність стрижнів. Зразки при кожній температурі спікались протягом 12 хв (рис. 4), досліди з часом спікання проводились при температурі 240 °С.

Встановлено, що зі збільшенням температури спікання від 220 °С до 240 °С міцність зростає. Подальше збільшення температури призводить до зниження міцнісних характеристик у результаті термодеструкції.

Показано, що оптимальний час спікання – 12 хв, при якому суміші досягають максимального значення міцності (рис. 5), а збільшення часу спікання до 16 хв призводить до зниження характеристик міцності в результаті термодеструкції.



1 – 2% метилацетату, 3% СФП011Л;
2 – 2% метилацетату, 4% СФП011Л;
3 – 2% метилацетату, 6% СФП011Л

Рис. 5. Вплив часу спікання сумішей на міцність стрижнів

Досліджено вплив фракції вогнетривкого наповнювача на міцність стрижнів. Встановлено, що найбільша міцність спостерігається у суміші з величиною зерна піску 0,2 мм – 2,25 МПа при 4% СФП 011Л та 1,07 МПа при 2% СФП 011Л. Збільшення розміру фракції призводить до зменшення міцності стрижнів, і при величині фракції 0,6 мм вона знижується до 1,62 МПа при 4% СФП 011Л та до 0,85 МПа при 2% СФП 011Л.

Таким чином встановлено, що метилацетат може використовуватись як заміник ацетону і успішно застосовуватись як розчинник для плакованих сумішей на основі смоли СФП 011Л. Оптимальним вмістом стрижневої суміші варто рахувати – 4...6% смоли СФП 011Л та 1,5...2,0% метилацетату. Спікання таких сумішей при температурі 240 °С протягом 12 хв дозволяє отримати стрижні з достатньою (2,32...2,42 МПа) міцністю.

Репях С.И., Матвеева М.О., Климович Б.В.

(НМетАУ, г. Днепропетровск)

ТЕРМИЧЕСКАЯ СТОЙКОСТЬ КЕРАМИЧЕСКИХ ОБОЛОЧКОВЫХ ФОРМ ДЛЯ ОТЛИВОК ИЗ МАРГАНЦОВИСТОГО ЧУГУНА

E-mail: matveevamo@mail.ru

Отливки из марганцовистого чугуна целесообразно изготавливать литьем по выплавляемым моделям, так как их высокая сопротивляемость истиранию существенно усложняет процесс механической обработки. Этот процесс требует высокого качества кварцевых оболочковых форм (КО). Одним из основных недостатков КО является их относительно невысокая термостойкость, обусловленная скачкообразным характером изменения объема кварцевого песка при 573 °С, что при резком нагреве или охлаждении вызывает появление в ней недопустимо высоких напряжений, приводящих к разрушению КО, например, при заливке жидким чугуном. Термостойкость определяется как свойствами самого материала, так и интенсивностью теплового потока, подводимого к нему или отводимого от него, конфигурацией и габаритными размерами изделия, толщиной стенки КО и её структурой и т. п.

Наиболее часто КО разрушаются во время их прокаливания – одной из обязательных, наиболее продолжительных и энергоёмких технологических операций производства литья по выплавляемым (выжигаемым, водорастворимым) моделям. Длительность прокаливания зависит как от продолжительности нагрева КО до температуры прокаливания ($t_{пр}$), так и от продолжительности изотермической выдержки КО при температуре $t_{пр}$. Продолжительность нагрева любой КО до температуры $t_{пр}$ зависит от предельно допустимой скорости повышения её температуры, то есть, от термостойкости КО.

Анализ экспериментальных результатов позволил построить номограммы и рассчитать аналитические зависимости для оценки влияния параметров КО и условий её нагрева в электропечи на величину предельно допустимой величины стенки, которая повышается со снижением степени черноты внешней поверхности КО, температуры в печи при загрузке в неё КО, величины КТЛР прокаливаемой КО, модуля упругости её материала и с увеличением прочности КО, коэффициента теплопроводности. Снижение степени черноты поверхности рабочей камеры печи с 0,8 до 0,2, а также увеличение соотношения $F_2 / F_{печь}$ с 0,1 до 0,7 способствуют несущественному повышению толщины стенки.

Следует отметить, что трещины в КО образуются не только в результате недопустимо большого перепада температуры в поперечном сечении стенки, но и в результате неравномерности нагрева её различных частей при относительно невысокой скорости повышения температуры в печи. Данная ситуация наиболее часто наблюдается при нагреве крупногабаритных КО, прокаливание которых проводят в печи с не обогреваемым подом, на поддоне с песчаным слоем (подушкой) и т. п. То есть на склонность КО к образованию трещин оказывает влияние как размерный, так и конфигурационный фактор.

Вывод. Повышения термостойкости можно достичь за счёт искусственного ограничения развития возникшей трещины в материале. Поскольку рост образовавшейся трещины будет происходить до тех пор, пока она на своём пути движения не встретит препятствие, например, в виде материала, фазы с резко отличными параметрами или поверхности раздела, то для повышения термостойкости КО можно использовать технологические приёмы её изготовления, позволяющие создавать в её материале фрагментарные структуры, сетки искусственных микротрещин и т. п.

Многообразие по конфигурации и размерам используемых КО, вариантов их размещения в рабочем пространстве печи, размеров рабочих пространств печей и т. п. не позволяют провести оценку величины предельно допустимого перепада температуры в каждой конкретной стенке КО. Тем не менее, не смотря на допущения, принятые в данных исследованиях, полученные аналитические выражения позволяют выполнить общий анализ влияния ряда основных факторов на термостойкость КО и наметить пути её повышения одним из которых является повышение прочности материала КО при одновременном уменьшении толщины её стенки.

Романець В.М., Федоров Г.Є.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

ПІДВИЩЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЖАРОСТІЙКИХ СТАЛЕЙ З ВИСОКИМ ВМІСТОМ ХРОМУ

У багатьох випадках під час виробництва литих деталей із жаростійких, жароміцних і корозійностійких сплавів виникає необхідність покращити їх окремі властивості додатковим легуванням, мікролегуванням або модифікуванням. Особливо це стосується жаростійких хромистих і хромоалюмінієвих сталей. Проте через брак як теоретичної, так і практичної інформації з цих питань немає можливості в умовах виробництва використовувати на високому рівні ці процеси, а самі технології не відзначаються стабільністю та потребують безперервного удосконалення.

Узагальнення лабораторних досліджень властивостей сталей з хромом та алюмінієм, дослідно-промислові випробування технологічних процесів виготовлення литих насадок і наконечників газових пальників котлоагрегатів та їх експлуатація дали можливість рекомендувати як жаростійкий матеріал безнікелеві хромоалюмінієві сталі, які мають високий опір окисненню в умовах високих температур та агресивних середовищ.

Сталі з високим вмістом хрому є найекономічнішими по відношенню до легування, тому їх використовують як неіржавкий, корозійностійкий і жаростійкий матеріал. Хром звужує область існування твердого розчину γ -Fe, яка замикається за вмісту 12,5% хрому. Оскільки хромисті сталі вміщують у своєму складі вуглець, то під його впливом область розширюється й замикається уже за вищого вмісту хрому. Хромоалюмінієва сталь має феритну структуру за вмісту 0,25% вуглецю та 23,0% хрому або за вмісту 0,4% вуглецю й 30% хрому.

Слід зазначити, що вироби із хромистих сталей мають високу окалиностійкість і можуть працювати тривалий час в умовах високих (1000...1100 °C) температур й агресивних середовищ, оскільки хром надає сталі високих окалиностійкості та опору хімічній дії різних середовищ.

Хромоалюмінієві сталі відносять до феритних з невисоким вмістом карбідів, а тому під час охолодження вони не мають фазових перетворень і розмір зерен первинної кристалізації металу у вилівку залишається незмінним навіть після будь-яких режимів термічного оброблення.

Своєрідність технологічних властивостей хромоалюмінієвих сталей є значним гальмом широкого впровадження їх у виробництво, незважаючи на високі експлуатаційні характеристики. Отже важливою задачею під час виготовлення якісних виливків є вибір оптимального співвідношення основних компонентів – хрому та алюмінію.

Установлено, що високу окалиностійкість мають сталі з вмістом від 17 до 35% хрому й добавкою алюмінію до 7%. Слід зазначити, що із збільшенням вмісту алюмінію рідкотекучість сталей знижується, тому це необхідно враховувати під час розроблення технологічних процесів виготовлення литих деталей. Підвищення вмісту хрому в сталях суттєво знижує лінійну усадку, що позитивно впливає на якість виливків. Наприклад, збільшення вмісту хрому від 17 до 35% в сталі за вмісту 1% алюмінію знижує лінійну усадку з 2,64 до 1,66%. Це пояснюється зростанням феритної складової в структурі сталі.

Шкідливий вплив вуглецю на окалиностійкість сталей можна зменшити додатковим їх легуванням титаном для звільнення хрому від утворення карбідів.

Досліджено вплив титану на властивості хромоалюмінієвих сталей в діапазоні концентрацій 0,1...1,0%. Установлено, що невеликі присадки титану (до 0,15%) збільшують кількість неметалевих включень (переважно оксидів), які він утворює внаслідок розкиснення розплаву й які залишаються в металі та знижують механічні властивості.

Подальше підвищення вмісту титану призводить до появи в структурі металу дрібних кутастих карбонітридів, які розташовуються переважно всередині зерен. Карбонітриди титану є додатковими центрами кристалізації, що й сприяє зменшенню

розмірів зерна з 82 до 48 мкм. Проте присадки титану в сталь понад 0,6% зумовлюють появу в структурі значної кількості неметалевих вкраплин оксидного походження, а тому є небажаними.

Отже, на підставі аналізу досліджень щодо впливу титану на властивості хромоалюмінієвої сталі можна зробити висновок, що найкращий комплекс ливарних, механічних і спеціальних характеристик має середньовуглецева сталь із вмістом 28...32% хрому, 0,30...0,35% вуглецю, 1,5...2,0% алюмінію та додатково легована 0,3...0,6% титану. Проте чіткі межі титану необхідно визначати залежно від технологічних особливостей литої деталі та умов її експлуатації.

Самарай В.П.

(НТУУ «КПІ», з. Киев)

МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ФОРМОВОЧНЫХ И СТЕРЖНЕВЫХ СМЕСЕЙ

Из всех стандартных технологических свойств формовочных (ФС) и стержневых смесей (СС) процесс уплотнения литейных форм (ЛФ) и стержней наиболее адекватно физически описывают уплотняемость, текучесть, а также формуемость [1, 2]. Существует еще целый ряд незаслуженно забытых теоретических свойств ФС – это такие расчетные параметры: неравномерность уплотнения [3, 4]; максимальная плотность ФС; минимальная плотность ФС; плотность в наиболее труднодоступном месте; средняя плотность формовочной смеси; относительная плотность к максимальной плотности в форме; относительная плотность к максимально возможной; параметр заполнения; интенсивность падения плотности по высоте; коэффициент равномерности уплотнения [5]; коэффициент перетекания [6]; плотность в трудноуплотняемых местах и другие.

Однако и на сегодняшний день гораздо чаще используются ограниченные и недостаточно объективные характеристики и показатели ФС, что не позволяет объективно их использовать, например, для моделирования и оптимизации процессов уплотнения, для прогнозирования и диагностики дефектов литейных форм, стержней и отливок.

Обычно используются стандартные или видоизмененные испытания на уплотняемость, текучесть, а также формуемость. Кроме того, представляет огромный интерес не только использование испытаний таких важных характеристик как уплотняемость, текучесть, формуемость и названные выше расчетные параметры. Можно упростить задачу использования стандартных характеристик – уплотняемость, текучесть, формуемость и дополнительных расчетных показателей, даже не используя соответствующие приборы, а применив методы трехмерного моделирования уплотнения ФС и СС, заодно дополнив само имитационное моделирование необходимыми модулями дополнительных расчетов таких показателей.

Во многих работах также была показана обнаруженная статистическая связь между названными технологическими свойствами и реологическими свойствами ФС и СС – предельное напряжение сдвига, упругость и вязкость.

Поэтому представляет огромный теоретический и практический интерес не только разработка методик аналитического расчета уплотняемости, текучести, формуемости и названных дополнительных расчетных параметров на основе программы имитационного реологического моделирования [7...10], а и активное проведение вычислительных экспериментов для обнаружения теоретических физических зависимостей и статистических связей между технологическими и реологическими свойствами ФС и СС, для сравнения с реальными экспериментами и анализа такого сравнения. Не менее важной является возможность расчета текущих значений уплотняемости, текучести, формуемости для конкретных ФС и СС, конкретных стержней и литейных форм с конкретными литейными моделями самых различных конфигураций и сложности, что дает возможность массового внедрения таких систем в литейном производстве.

Очень важным является то, что по ходу моделирования можно непрерывно отслеживать и фиксировать изменение величин уплотняемости, текучести, формуемости и названных выше расчетных параметров в любых точках формы и стержня по мере уплотнения ЛФ и стержней, что в свою очередь помогает построить статические и динамические модели зависимостей в диапазоне от насыпной плотности и до предельной теоретической и практической плотности различных ФС и СС. Интерес представляет и то, что все эти результаты можно получить на фоне одновременного изменения реологических свойств, плотности, внутреннего и внешнего трения, высоты верхнего слоя, с одновременной фиксацией изменения прогнозных значений более чем пятнадцати видов дефектов отливок, связанных с плотностью формы.

Литература:

1. Дорошенко С.П. Совершенствование контроля свойств формовочных смесей, форм и стержней // Литейное производство, 1987. – №11. – С.14...16.
2. Тавелинский И.А., Лесниченко В.Л. Развитие методов испытаний литейных смесей // Литейное производство, 1967. – №11. – С.45...48.
3. Орлов Г.М., Конкин В.Е. Влияние комковатости смеси на ее основные свойства // Литейное производство, 1976. – №2. – С.34...35.
4. Рабинович Б.В. и др. Технологические основы изготовления литейных форм прессованием // Литейное производство, 1965. – №4. – С.11...16.
5. Смирнов Ю.В., Корнюшкин О.А., Гуляев Б.Б., Бура В.А. Исследование технологии дифференциального прессования форм // Литейное производство, 1976. – №5. – С.20...21.
6. Алимов Е.В., Гуляев Б.Б., Корнюшкин О.А., Иоффе М.А., Романов А.Д., Алиев А.Д. Изготовление форм ребристых отливок станин электродвигателей пескодувно-прессовым методом // Литейное производство, 1976. – №8. – С.27...28.
7. Шеклеин Н.С. О реологических факторах управления качеством литейной формы // Литейное производство, 2004. – №6. – С.13...14.
8. Коротченко А.Ю., Смыков А.Ф., Ларичев Н.С. Новый метод единства реологических моделей для решения задач по технологии литья // Литейное производство, 2015. – №3. – С.12...16.
9. Коротченко А.Ю., Смыков А.Ф. Проектирование техпроцесса изготовления отливок на основе метода единства реологических моделей // Литейное производство, 2015. – №4. – С.30...34.
10. Матвеев И.В., Исагулов А.З. Управление качеством песчано-глинистых форм // Литейное производство, 1999. – №5. – С.21...23.

Самарай В.П.

(НТУУ «КПІ», г. Киев)

ДИАГНОСТИКА КАЧЕСТВА УПЛОТНЕНИЯ ФОРМ И СТЕРЖНЕЙ ПО ДЕФЕКТНОМУ СОСТОЯНИЮ ОТЛИВОК

В условиях массового производства отливок основным инструментом анализа качества и оптимальности технологического процесса уплотнения форм и стержней являются данные о параметрах уплотнения, о свойствах формовочных и стержневых смесей, о геометрических характеристиках модельно-опочной и стержневой оснастки, результаты текущего контроля качества литья, данные по разбраковке отливок за смену и более крупные периоды времени. Кроме того, используется информация, отражающая состав и характеристики исходных материалов, состав исполнителей, состояние технологического оборудования. Вся информация обычно отражается в специальных носителях – технологических картах, актах, сводках, фиксируется в специальных журналах учета. Такая информация носит качественный и количественный характер, может быть формализована, при этом обработка ее может быть реализована на ЭВМ без особых затруднений.

Нижче представлена табличная форма модели и системы диагностики плотности формы по статистике процента брака отливок (табл. 1).

Таблица 1 – Квадратная или переопределенная матрица диагностических коэффициентов с полным или сокращенным количеством переменных (A) $m = 12$ $n = 12$ или $m = 15$ $n = 12$

№	Дефекты	Матрица коэффициентов (значимость факторов) (A)												Свободные члены	
		плотность около-модельной зоны				плотность верхних слоев			распр. плотности от разъема			средняя плотность		матрица (B)	
		повышенная	оптимальная	пониженная	неравномерная	повышенная	оптимальная	пониженная	повышение	равномерно	понижение	повышенная	оптимальная	пониженная	(Процент брака)
1	Нет брака	0	3	0	0	0	3	0	0	2	3	0	3	0	14*Нет брака(%) / 100
2	Прорыв	0	0	2	0	0	0	0	0	0	0	0	0	3	5*Прорыв(%) / 100
3	Распор	0	0	3	0	0	0	0	0	1	0	0	0	3	7*Распор(%) / 100
4	Размыв	0	0	3	0	0	0	0	0	0	0	0	0	3	6*Размыв(%) / 100
5	Утечка	0	0	3	0	0	0	0	0	0	0	0	0	2	5*Утечка(%) / 100
6	Пригар	0	0	3	0	0	0	0	0	0	0	0	0	1	4*Пригар(%) / 100
7	Шероховатость	0	0	3	3	0	0	0	0	0	0	3	0	2	11*Шерох(%) / 100
8	Ужимина	3	0	0	3	0	0	0	0	1	1	2	0	0	10*Ужимина(%) / 100
9	Засор	0	0	2	0	0	0	0	1	0	0	0	0	3	6*Засор(%) / 100
10	Обвал		0	3	0	0	0	0	0	0	0	0	0	2	6*Обвал(%) / 100
11	Складчатость	3	0	0	1	0	0	0	0	0	0	3	0	0	6*Складчат(%) / 100
12	Нарост		0	3	0	0	0	0	0	0	0	0	0	3	6*Нарост(%) / 100
13	Горячие трещины	2	0	0	0	0	0	0	0	1	0	3	0	0	6*Горяч. Тр(%) / 100
14	Газовые раковины	1	0	0	3	3	0	0	3	1	0	3	0	0	14*Газ. Рак(%) / 100
15	Просечка	3	0	0	0	0	0	0	0	0	0	2	0	0	5*Просечка(%) / 100

Преимущества компьютерной обработки научно-исследовательской и производственно-технической информации перед традиционными методами сводятся к следующему:

- 1) объем перерабатываемых данных может быть любым целесообразным по времени и для всей номенклатуры выпускаемых отливок;
- 2) большая скорость переработки информации;
- 3) возможность использования разнообразных математико-статистических методов для определения степени зависимости между разнообразными факторами;
- 4) новые возможности для проверки и испытания различных гипотез технологического характера и качества форм, стержней и отливок, связанные с возможностью обработки данных в диалоговом режиме на ЭВМ;
- 5) возможность создания информационных систем или, так называемых, АРМ на основе ПК, имеющих в составе различные программные блоки с разными функциями, которые могут использоваться автономно или поэтапно, но при этом связаны между собой программно и информационно и работающие консолидированно (комплексно);
- 6) возможность многовариантного анализа;
- 7) возможность оптимизации.

Указанные преимущества машинной обработки информации в сочетании с возможностью использования таких алгоритмических методов как оптимизация, имитационное

моделирование, прогнозирование и диагностика с помощью экспертных систем, приемы и элементы САПР, сохранение, систематизация и поиск любой сложности средствами СУБД позволяют использовать их и алгоритмизацию на базе них в качестве основы для эффективной автоматизации работы технолога-литейщика или ученого-исследователя по совершенствованию технологических процессов уплотнения форм и стержней и исследованию сущности и связи явлений, происходящих в их течении и результате, в частности, связи (корреляции) с получением качественных отливок либо проявлением различных видов брака по вине формы или стержня.

Селівьорстов В.Ю., Селівьорстова Т.В., Доценко Ю.В.

(НМетАУ, м. Дніпропетровськ)

**ОСОБЛИВОСТІ ВИЗНАЧЕННЯ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ
ГАЗОДИНАМІЧНОГО ВПЛИВУ НА РОЗПЛАВ У ЛИВАРНІЙ ФОРМІ**

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

Особливістю процесу газодинамічного впливу на розплав, що твердіє в ливарній формі, є герметизація системи виливок-пристрій для введення газу за рахунок формування шару твердого металу необхідної міцності на поверхні виливка, який необхідний для регульованого газодинамічного впливу на рідку фазу усередині і передачі тиску в двофазну зону протягом всього періоду твердіння. При цьому необхідно: здійснити вибір необхідних конструктивних параметрів герметизувального холодильника, а також, у разі використання комбінованого холодильника, – матеріалу і розмірів теплоізоляційної вставки; визначити основні температурні та часові параметри герметизації системи виливок-пристрій для введення газу; розрахувати динаміку нарощування тиску у вказаній системі з урахуванням зміни маси та розмірів виливка і ливарної форми, а також їх теплофізичних властивостей в конкретних виробничих умовах.



Рис. 1. Схема, яка ілюструє загальну методику визначення технологічних параметрів на прикладі сталевого виливка

На рис. 1 наведений один із прикладів методики визначення технологічних параметрів розробленого процесу, де застосовували відомі та оригінальні розрахункові схеми і інформаційні технології.

Програмний модуль «SBHeat», розроблений для розрахунку температурних полів виливка і ливарної форми за методом Стефана-Шварца, має інтуїтивно зрозумілий інтерфейс і може використовуватися в середовищі Windows. Проведене тестування модуля показало перспективність використання даного програмного продукту при визначенні раціональних технологічних режимів здійснення процесів лиття.

Розроблений програмний комплекс (ПК) «ASImprints» забезпечує: проведення попередньої обробки зображення сірчаного відбитку шляхом перекладу з напівтонового в монохромне відповідно до заданого порогу бінаризації; визначення крапель, які належать до певного діапазону і заливаються відповідним кольором відповідно до заданих діапазонів розмірів; отримання статистичних даних щодо кількості крапель певного розміру (розмір крапель приводиться в пікселях і квадратних міліметрах).

Для автоматизованого визначення режиму газодинамічного впливу розроблена комп'ютерна програма «GDICalc» (Gas-Dynamic Influence Calculation).

Середенко В.А., Косинская А.В., Середенко Е.В., Богатырёва Ж.Д.

(ФТИМС НАН України, г. Киев)

ФОРМИРОВАНИЕ НАПРАВЛЕННЫХ СТРУКТУР В ЛИТОМ АЛЮМИНИИ С ДОБАВКАМИ ЦИРКОНИЯ И ТИТАНА С ПОМОЩЬЮ СЛАБОГО ПОСТОЯННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ

E-mail: mgd@i.kiev.ua.

Одним из направлений повышения свойств сплавов является формирование их специальных структур в пред- и кристаллизационный периоды. Выбор рациональных составов сплавов и режимов их обработки при переходе из жидкого состояния в твёрдое позволяет в широких пределах изменять структуру и свойства литых материалов, в частности, на основе алюминия.

Первым армированным волокнами эвтектическим сплавом, полученным направленной кристаллизацией, был сплав Al-Ni с 10% об. содержанием нитевидных кристаллов Al_3Ni , окружённых пластичной матрицей. Такой сплав в литом состоянии с разориентированными волокнами имеет предел прочности при растяжении до 90 МПа, а со структурой одноосно ориентированных кристаллов Al_3Ni – до 350 МПа. Подобный результат достигнут и для других эвтектических систем (Al – Cu, Cu – Cr). Основным недостатком такого способа является низкая производительность. Сплав Al – Ni эвтектического состава со структурой, близкой к направленной, получен при его кристаллизации в постоянном магнитном поле с индукцией (В) до 1,5 Тл.

Однако для большинства промышленных сплавов ориентированную структуру в постоянном магнитном поле получить не удаётся, прежде всего, из-за слабо выраженной анизотропии магнитных свойств кристаллов, выделяющихся в интервале кристаллизации. Исследование влияния сильных постоянных магнитных полей (В до 10 Тл) на кристаллическую структуру фазы Al_3Ni в Al – Ni сплавах с 8...13% Ni показали, что степень упорядоченности направленности кристаллов Al_3Ni возрастает с увеличением температуры расплава и индукции магнитного поля. Создание сильных магнитных полей требует дорогостоящего оборудования. В наименьшей мере изучены возможности получения подобных структур в сплавах перитектической системы, к которым относятся многие промышленные сплавы Fe, Cu, Al. Zr и Ti образуют перитектическую систему с Al и широко используются для модифицирования его сплавов.

Целью работы было исследование возможностей формирования однонаправленных структур в условиях заливки расплавов Al – Zr – Ti с малым содержанием переходных металлов (Zr до 0,26% масс. и Ti до 0,4%) в графитовые кокили с цилиндрической полостью,

помещённые в зазор постоянного магнита ($B = 0,25$ Тл). Перитектика в системе Al – Zr возникает с содержания Zr 0,11%, а в сплаве Al – Ti с $\sim 0,18\%$ Ti. Сплавы готовились из алюминия А6 и лигатур в печи электросопротивления при температуре 860 °С. Процессу заливки соответствовали максимальные значения чисел подобия: Рейнольдса $9 \cdot 10^3$; Пекле 1486; Гартмана 337; Альфвена 17,2; параметра МГД-взаимодействия 2,3. Состояние металла при охлаждении отвечало значению числа подобия Фурье 2,5; при затвердевании числа Био 0,8.

На рис. 1 показаны характерные структуры с направленно расположенными интерметаллидами составов сплавов: а) содержание Zr и Ti перитектическое, б) Zr доперитектическое, Ti – заперитектическое.

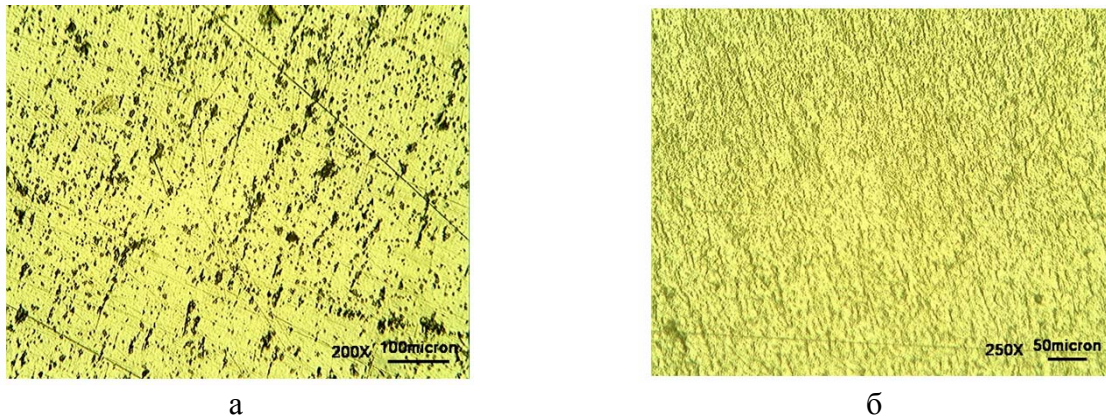


Рис. 1. Направленная структура сплавов Al с добавками Zr и Ti ($B = 0,25$ Тл)

Таким образом, показано, что под воздействием слабого постоянного магнитного поля ($B \ll 1$ Тл) в сплавах перитектической системы сплава Al с малым содержанием ($\ll 1\%$) Zr и Ti возможно формирование направленных структур в условиях обычных способов литья.

Середенко В.А., Середенко Е.В., Паренюк А.А.

(ФТИМС НАН Украины, г. Киев)

**ПЕРСПЕКТИВЫ ПОЛУЧЕНИЯ ПОД ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫМ ВОЗДЕЙСТВИЕМ
ЛИТЫХ МЕДНЫХ СПЛАВОВ МОНОТЕКТИЧЕСКОЙ СИСТЕМЫ,
УПРОЧНЁННЫХ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫМИ ВКЛЮЧЕНИЯМИ,
ВЫДЕЛИВШИМИСЯ В РАСПЛАВЕ**

E-mail: mgd@i.kiev.ua

Создание в сплавах высокодисперсных, распределённых на заданном расстоянии одна от другой частиц, которые почти не растворяются в матрице до температуры её плавления, возможно не только твёрдофазными методами, но и при выплавке сплавов монотектической системы, в частности медных, в индукционных печах. Эта перспектива появилась в результате обнаружения над областью макрорасслоения жидких фаз зоны микрорасслоения с размерами микрогруппировок 0,01...0,10 мкм. Выполненный рядом авторов (Коттрелл А. Х., Портной К. И., Осинцев О. Е. и др.) анализ множества экспериментов показал определяющее значение геометрических факторов в эффективности действия дисперсных частиц в матрице сплава. Определено, что размер упрочняющих частиц дисперсноупрочнённых сплавов входит в диапазон 0,01...0,05 мкм, а среднее расстояние между частицами должно составлять 0,1...0,5 мкм. Частицы больших размеров при высоких температурах становятся неэффективными, но при умеренных и низких оказывают существенное упрочняющее действие. Для анализа ряда особенностей таких сплавов со структурой «замороженной микроэмульсии» использована модель на базе простой кубической решётки. При расстоянии ℓ между центрами шарообразных монодисперсных частиц с диаметром d , расположенных в узлах решётки, относительное объёмное содержание

V дисперсної фази составит $V = (\pi/6)(d/\ell)^3$. Для дисперсноупрочнених сплавов максимально возможный диапазон соотношения d/ℓ находится в пределах (0,018...0,330), соответствующие значения изменяются от $3 \cdot 10^{-6}$ ($3 \cdot 10^{-4}$ % об.) до $1,85 \cdot 10^{-2}$ (1,85% об.), а при среднем значении $d/\ell = 0,07$ величина $V = 0,018$ % об. Количество дисперсных частиц N в единице объёма сплава определяется по выражению $N = 6V/(\pi d^3)$. При соотношении $d/\ell = 0,07$ в 1 мм^3 расплава может находиться одна капля с $d = 70 \text{ мкм}$. При диспергировании этой капли на микрокапли с $d = 1 \text{ мкм}$ их число составит $3,44 \cdot 10^5$ штук, а при $d = 0,01 \text{ мкм}$ – $3,44 \cdot 10^{11}$.

Сплавы монотектической системы на основе меди с малыми добавками лигатуры FeCrC были получены в высокочастотных (18 и 42 кГц) индукционных тигельных печах при варьировании условий наложения на расплав электромагнитного поля и его напряжённости. Металлографическое изучение шлифов литых образцов (цилиндры диаметрами 15 и 45 мм и соответственно высотой 45 и 15 мм) показало, что при содержании дисперсной фазы на основе FeCrC 0,26% об. средний диаметр включений составлял 1,0 мкм при отношении $d/\ell = 0,17$. Сокращение содержания дисперсной фазы в сплаве за счёт уменьшения добавки лигатуры до 0,046% об. привело к снижению d до 0,52 мкм и понижению отношения d/ℓ до 0,096. Величины d/ℓ в полученных структурах макрообразцов входили в диапазон, определённый для дисперсноупрочнених сплавов, но значения d и ℓ были на порядок выше.

Таким образом, полученные сплавы по показателям d/ℓ и V соответствовали дисперсноупрочненным сплавам с наноразмерными упрочняющими фазами, но значения d и ℓ не достигли требуемой дисперсности. В результате исследований определено, что в медных сплавах монотектической системы можно достичь соответствия основных геометрических структурных параметров, характерных для сплавов, упрочнённых наноразмерными включениями. Дальнейшие исследования следует направить на углубление изучения особенностей действия переменных электромагнитных полей на металлические расплавы с зоной несмешивания жидких фаз с целью повышения эффективности воздействий на наноразмерные неоднородности в расплаве и отработку рациональных режимов электроплавки сплавов монотектических систем на основе меди.

Сидоренко Д.С., Наумик В.В.
(ЗНТУ, г. Запорожье)

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МОДИФИЦИРОВАНИЯ НА ОБРАЗОВАНИЕ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ И ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ ЛИТОЙ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Модифицирование щелочноземельными элементами получило широкое распространение в большой металлургии. Однако в условиях рыночных отношений сформировались малые предприятия, в которых для производства небольших отливок используются индукционные печи малой ёмкости.

Технологические особенности плавки стали в таких печах изучены недостаточно полно. В данной работе уточнены особенности раскисления и модифицирования литой углеродистой стали в печах малой ёмкости. В качестве объекта исследования выбрали распространённую марку среднеуглеродистой стали 20Л. Опытный металл плавил в 60 кг индукционной печи. Конечное раскисление проводили по трём вариантам: SiCa (вариант №1), SiBa (вариант №2) и Al (вариант №3). Согласно термодинамическим и термодинамическим расчётам, первичные включения в опытных вариантах должны были быть представлены корундом и комплексными оксисульфидами, содержащими Ca и Ba. При выплавке и кристаллизации небольших объёмов металла создаются неблагоприятные условия для удаления первичных включений. Определяющим фактором при этом является плотность включений.

Из опытного металла изготовили образцы для механических испытаний и металлографические шлифы. Особенности модифицирования оказали существенное влияние на

микроструктуру стали. Сталь, раскисленная Al, характеризовалась неравномерным распределением остроугольной перлитной составляющей. Модифицирование SiBa привело к измельчению эвтектических скоплений перлита. Оптимальным является вариант №1, где включения перлита распределены наиболее равномерно.

Исследовали природу, содержание и распределение неметаллических включений. В стали, раскисленной Al, обнаружили скопления первичных включений корунда, которые не успели удалиться из расплавленного металла.

При раскислении стали SiCa и SiBa включения имели глобулярную форму. Анализ результатов механических испытаний показал, что наивысший уровень ударной вязкости ($1,59 \text{ МДж/м}^2$) был зафиксирован для стали, модифицированной SiCa. Другие варианты показали более низкий уровень ($0,83 \text{ МДж/м}^2$). По показателям прочности оптимальным является вариант №1 (модифицирование SiCa).

На основании анализа результатов исследований можно сделать вывод, что в стали, раскисленной Al, первичные включения глинозёма не полностью удаляются из расплава и образуют скопления, неблагоприятно влияющие на механические свойства. В качестве оптимального раскислителя можно рекомендовать SiCa, способствующий глобуляризации неметаллических включений и улучшению микроструктуры.

Солідор Н.А., Іванов В.П., Моргай Ф.В.
(ДВНЗ «ПДТУ», м. Маріуполь)

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ПРИМУСОВОГО МЕХАНІЧНОГО ПЕРЕНОСУ ПРИ ВИКОРИСТАННІ АУСТЕНІТНОГО СТРІЧКОВОГО ЕЛЕКТРОДУ НА ФОРМУВАННЯ МІКРОСТРУКТУРИ МЕТАЛУ

Преваги технології наплавлення під флюсом стрічковим електродом дають підстави вважати її одним із найбільш оптимальних способів в області виготовлення, відновлення та зміцнення деталей обладнання енергетичного та хімічного машинобудування. На відміну від наплавлення дротовим електродом, процес наплавлення під флюсом стрічкою більш чутливий до вибору оптимальних параметрів режиму; наплавлювальних матеріалів, особливо флюсу; до впливу магнітного поля (ефект «магнітного дуття»); до розташування поверхні, яка наплавляється, відносно горизонту; кута нахилу ВАХ джерела живлення і т. д. Тому однією з проблем забезпечення якості наплавленого шару при використанні стрічкового електрода є управління процесом перенесення електродного металу з торця стрічкового електрода в ванну. Розробка обладнання та технології, які забезпечують управління процесом перенесення, є вельми актуальним завданням вдосконалення технології електродугового наплавлення.

Головною метою роботи було дослідження впливу процесу наплавлення з регульованим примусовим механічним перенесенням електродного металу при наплавленні під флюсом аустенітним стрічковим електродом для розробки удосконаленої технології виготовлення і відновлення деталей хімічного й енергетичного машинобудування (наприклад, заготовки трубних решіток, деталі запірної арматури, котли з внутрішнім корозійностійким шаром і т. п.).

З використанням розробленого співробітниками ДВНЗ «ПДТУ» обладнання для імпульсної подачі стрічкового електрода проведено дослідження щодо визначення впливу параметрів процесу наплавлення з коливаннями торця на структуру і властивості наплавленого на сталь ВСтЗпс аустенітного шару. Після проведення наплавлення (без коливань і з коливаннями частотою 30, 50 і 70 Гц відповідно), були проведені металографічні дослідження. Визначення мікротвердості здійснювалося на приладі ПТМ-3 шляхом вдавлення у відполіровану поверхню зразка алмазної піраміди з кутом при вершині 136° під навантаженням 100 г згідно ГОСТ 9450-76.

В роботі встановлено, що технологія наплавлення стрічковим електродом під флюсом з примусовим механічним перенесенням забезпечує стабільне горіння дуги, можли-

вість регулювання кінематичних параметрів переносу й ефективне управління формуванням наплавленого шару.

Аналіз макро-, мікроструктури і розподілу мікротвердості за глибиною наплавленого металу при використанні стрічкового електрода ЛН-02Х25Н22АГ4М2 дозволяє зробити висновок, що наплавлення з примусовим перенесенням електродного металу при частоті коливань 50 Гц забезпечує найбільш рівномірне формування наплавленого валика (рис. 1), що дозволяє рекомендувати даний режим для виготовлення та відновлення деталей і вузлів хімічного та енергетичного машинобудування.

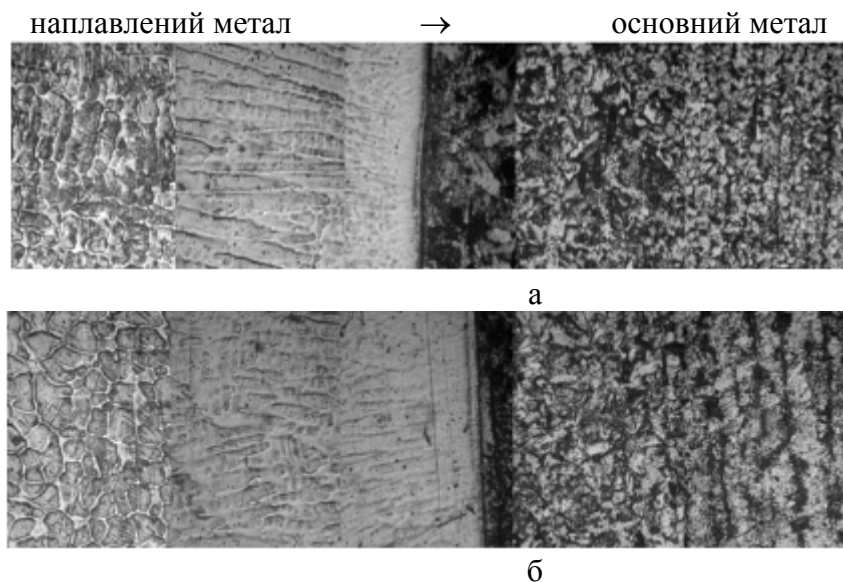


Рис. 1. Мікроструктура зразків ВСтЗпс з наплавленим металом ЛН-02Х25Н22АГ4М2, $\times 100$: а – без примусових коливань; б – частота коливань 50 с^{-1}

Слід зазначити, що оскільки дана наплавлювальна стрічка використовується як корозійностійкий матеріалу для наплавлення трубних решіток теплообмінних апаратів і парогенераторів, наявність карбідної сітки (Cr_{23}C_6) у наплавленому шарі неприпустима, у зв'язку з чим рекомендується проведення термічного оброблення після наплавлення для гомогенізації аустенітної структури, наприклад, ВТЦО, яке сприяє гомогенізації металу наплавленого шару, подрібненню структури і зниженню рівня внутрішніх напружень в металі, за рахунок чого можна очікувати підвищення комплексу механічних та експлуатаційних властивостей, а отже, довговічності виробів.

Сорокина Т.Н.

(НУК им. адмирала Макарова, г. Николаев)

**РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ ГИДРОСТАТОДИНАМИЧЕСКОГО
ПОДПЯТНИКА С КАРМАНАМИ РЭЛЕЯ**

E-mail: tan-sorokina@yandex.ru

В настоящей работе приведены обобщенные результаты теоретических и экспериментальных исследований гидростатодинамического подпятника с карманами Рэлея для создания усовершенствованного метода расчета и конструирования данного типа подпятника.

Исследования гидростатодинамического подпятника с карманами Рэлея, сочетающего в себе свойства гидростатического и гидродинамического подпятников, производились по созданной математической модели определения статических характеристик данного типа подпятника с учетом турбулентного течения жидкости и изменений свойств смазки от температуры [1]. Для этого была применена конечно-разностная схема и разработан численный алгоритм решения термогидродинамических уравнений смазки гидро-

статодинамического подпятника с карманами Рэлея [2]. На основе полученной численной модели произведены теоретические исследования и даны рекомендации по определению рациональных значений давления подвода смазки, диаметра питателя и его расположения в питающей канавке при проектировании гидростатодинамического подпятника с карманами Рэлея с учетом температуры смазочного слоя [3].

Подтверждение теоретических исследований были произведены во время эксперимента на модернизированной экспериментальной установке. Модернизация этой установки включала в себя усовершенствование нагрузочного устройства, масляной системы, автоматизированного комплекса [4]. Экспериментальные исследования проводились на опытном образце, представляющем собой секторный, неревверсивный подпятник с установленными датчиками температуры и перемещения, выравнивающего устройства и системы подвода смазки. Он состоит из верхнего и нижнего дисков, крышки токовихревого датчика, верхней и нижней крестовин (рис. 1) [4]. В качестве смазки использовалось масло СГТ по ГОСТ 10289-79.

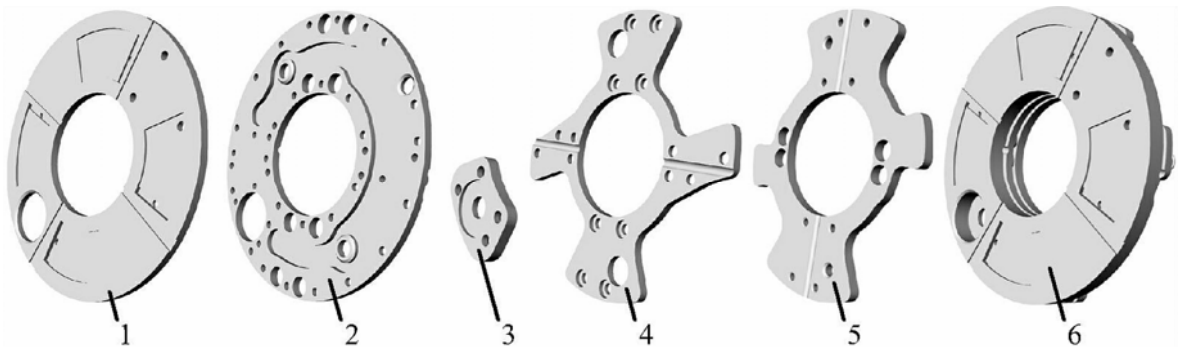


Рис. 1. Основные детали и общий вид опытного образца гидростатодинамического подпятника с карманами Рэлея: 1 – верхний диск; 2 – нижний диск; 3 – крышка токовихревого датчика; 4 – верхняя крестовина; 5 – нижняя крестовина; 6 – опытный образец в сборе

Экспериментальные исследования гидростатодинамического подпятника с карманами Рэлея проводились при различной нагрузке и режимах эксплуатации, с ламинарным и турбулентным течением жидкости в карманах. Полученные результаты подтвердили адекватность теоретических расчетов термогидродинамических уравнений смазки гидростатодинамического подпятника [5].

Литература:

1. Хлопенко Н.Я. Турбулентная неизотермическая смазка ступенчатого подпятника Рэлея / Н.Я. Хлопенко, Т.Н. Сорокина // Проблемы трибологии (Problems of Tribology), 2013. – № 4. – С.40...45.

2. Хлопенко Н.Я. Разностные схемы и точность решения термогидродинамических уравнений смазки подпятника Рэлея / Н.Я. Хлопенко, Т.Н. Сорокина // Проблемы трибологии (Problems of Tribology), 2015. – № 2. – С.101...105.

3. Хлопенко Н.Я. Рациональный выбор давления подвода смазки, расположения и диаметра питателя гидростатодинамического подпятника с карманами Рэлея / Н.Я. Хлопенко, Т.Н. Сорокина // Проблемы трибологии (Problems of Tribology), 2016. – № 1. – С.76...79.

4. Сорокина Т.Н. Описание экспериментальной установки для исследования гидростатодинамического подпятника с карманами Рэлея / Т.Н. Сорокина // Вісник НТУ «ХПІ». Серія: Механіко-технологічні системи та комплекси. – Харьков: НТУ «ХПІ», 2015. – № 6 (1145). – С. 88...91.

5. Сорокина Т.Н. Экспериментальные исследования гидростатодинамического подпятника с карманами Рэлея / Т.Н. Сорокина // Scientific Journal «ScienceRise», 2016. – № 3/2 (20). – С. 58...62. doi: 10.15587/2313-8416.2016.64109.

Степанчук А.М., Клеков А.О., Деркач М.О.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

ОТРИМАННЯ ПЛАВЛЕНИХ КАРБІДІВ ДЕЯКИХ ПЕРЕХІДНИХ МЕТАЛІВ БЕЗ ПІДГРІВУ РОЗПЛАВУ

E-mail: astepanchuk@iff.kpi.ua

Одним із перспективних для виготовлення зносостійких матеріалів можуть бути структурно-неоднорідні композиційні матеріали, висока зносостійкість яких визначається наявністю в них твердих гранул, закріплених у в'язкій матриці [1, 2]. В якості твердої складової доцільним є використовувати карбіди перехідних металів IVa–VIa підгруп таблиці Д.І. Менделєєва, особливо в литому стані [3]. Тому вивчення умов отримання та властивостей тугоплавких сполук у литому стані є досить актуальною задачею.

Отримання плавлених карбідів проводилось згідно методики, висвітленої в роботі [3], без вмикання системи підігріву тигля.

Проводився металографічний, рентгенівський аналіз, вимірювалась мікротвердість та питомий електроопір, визначався хімічний склад отриманих плавлених карбідів. Деякі результати наведені на рис. 1.

Аналізуючи отримані результати, можна відмітити, що практично всі досліджені карбіди при їх плавленні розкладаються з переважним випаровуванням вуглецю, що призводить до зменшення його вмісту в кінцевому продукті і, як наслідок, до зміни структури, фазового складу та властивостей (рис. 1). При цьому збільшення тиску газу при плавленні призводить до зменшення швидкості випаровування вуглецю і, тим самим, збільшенню його вмісту в плавлених карбідах. Пов'язана з цим зміна їх властивостей узгоджується з існуючими сучасними уявленнями про природу властивостей карбідів перехідних металів [4, 5].

Плавлені карбіди NiC, ZrC, які мають широкі області гомогенності однофазні, а NbC, Mo₂C і WC двофазні. Останні безпосередньо після плавлення вміщують фази Nb₂C, α-MoC та W₂C. Після відпалу, який проводили за температури 1900...2200 °C протягом 4 год з наступним охолодженням зі швидкістю 8...12 град./хв., всі карбіди однофазні, що може бути зумовлено взаємодією вільного вуглецю, який залишився під дією тиску газу, в розплаві з металом та відповідними карбідними фазами.

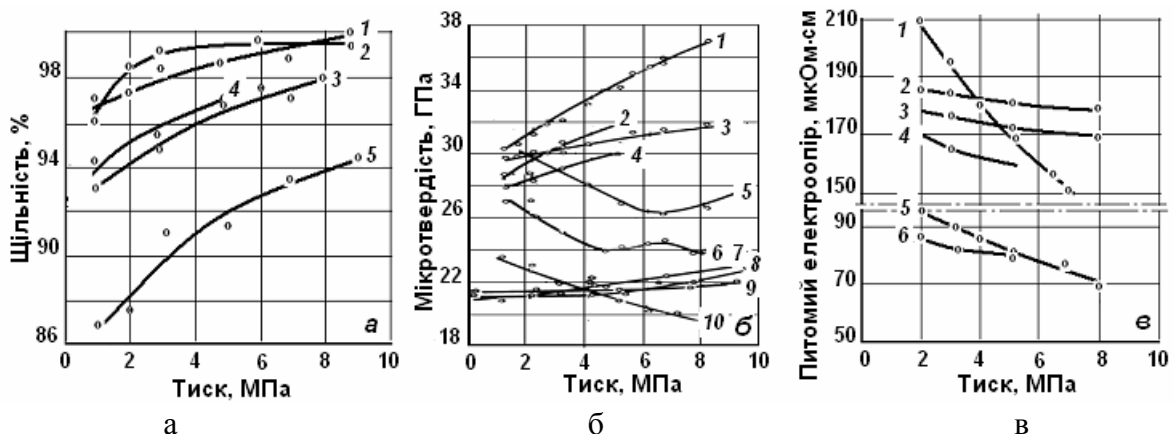


Рис. 1. Залежність щільності (а), мікротвердості (б) та питомого електроопору (в) плавлених карбідів від тиску газу в робочій камері (МПа):

а: 1 – Mo₂C; 2 – NbC; 3 – TiC; 4 – ZrC; 5 – WC;

б: 1 – TiC до відп.; 2 – ZrC до відп.; 3 – TiC після відп.; 4 – ZrC після відп.; 5 – WC до відп.; 6 – NbC до відп.; 7 – Mo₂C до відп.; 8 – WC після відп.; 9 – Mo₂C після відп.; 10 – NbC після відп.;

в: 1 – TiC до відп.; 2 – NbC до відп.; 3 – NbC після відп.; 4 – ZrC до відп.; 5 – TiC після відп.; 6 – ZrC після відп.

Таким чином, змінюючи умови отримання плавлених тугоплавких карбідів, можна отримувати їх з наперед заданими властивостями у залежності від подальшого застосування.

Література:

1. Войнов Б. А. Износостойкие сплавы и покрытия. – М.: Машиностроение, 1980. – 120 с.
2. Shan-Ping Lua, Oh-Yang Kwona, Yi Guob. Wear behavior of brazed WC/NiCrBSi(Co) composite coatings // Wear, 2003. – P. 421...428.
3. Степанчук А. Н. Прочностные и абразивные свойства плавлених тугоплавких соединений и инструментальных материалов на их основе // Современные спеченные твердые сплавы: Сб. научных трудов / Под общ. ред. Н. В. Новикова. – К.: ИСМ им. В. Н. Бакуля НАН Украины, 2008. – 344 с.
4. Самсонов Г.В., Упадхья Г.Ш., Нешпор В.С. Физическое материаловедение карбидов. – К.: Наукова думка, 1974. – 455 с.
5. Самсонов Г.В., Прядко И.Ф., Прядко Л.Ф. Конфигурационная модель вещества. – К.: Наук. думка, 1971. – 232 с.

Сундус Мохаммед Нури Ахмед, Акимов О.В., Костик Е.А.

(НТУ «ХПИ», г. Харьков)

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ АУСТЕНИСТНЫХ СТАЛЕЙ

Сплавы с эффектом памяти формы находят широкое применение в современной технике, а именно могут быть использованы как силовые элементы для бессварного соединения конструкций, трубопроводов высокого давления, элементы в виде пружин и т. д. К таким сплавам относятся аустенитные дисперсионно-твердеющие стали. Недостатком существующих сталей является низкая прочность и пластичность, небольшой коэффициент памяти формы, сложность в подборе правильного режима термической обработки. Поэтому актуальным является вопрос разработки химического состава сплава на основе железа с эффектом памяти формы.

Целью работы являлось изучение влияния легирующих элементов на изменение эффекта памяти формы аустенитных сталей.

Углерод – аустенитообразующий элемент, добавляющийся в сплав для получения в сплаве перед деформацией аустенитной структуры. Кроме того, он упрочняет как аустенит, так и мартенсит, что также положительно влияет на свойства памяти формы. Однако, при содержании углерода более 0,8% масс., за счет выделения карбидов резко снижается вязкость сплавов и ухудшаются характеристики памяти формы.

Марганец значительно стабилизирует аустенит и увеличивает растворимость азота, который также стабилизирует аустенит. Если содержание Mn менее 5%, начинает формироваться α -мартенсит (в дополнение к ϵ -мартенситу) в такой степени, что свойства памяти формы и демпфирования начинают существенно ухудшаться. В сплавах, содержащих хром, кремний и азот, уменьшение содержания марганца может вызвать образование δ -феррита во время охлаждения после плавки, что приводит к образованию пористости, так как растворимость азота в δ -феррите очень мала. Если же, с другой стороны, содержание марганца превысит 50%, точка Нееля будет иметь очень высокое значение, и тогда ни добавки кремния, ни добавки азота не смогут понизить ее значительно.

Кремний уменьшает энергию дефектов упаковки аустенита, увеличивает прочность и снижает точку Нееля. В том случае, если его содержание менее 2%, невозможно получить желаемые свойства. Тем не менее, благодаря легированию азотом, в таких сплавах, где нет кремния вообще, также присутствует эффект памяти формы. Если содержание кремния превышает 8%, пластичность сталей уменьшается; ухудшается также горячая и холодная обрабатываемость материала.

Кобальт посилює ефект пам'яті форми, а також удосконалює властивості сталі при термообробці. Оптимальне вміст кобальту від 0,1 до 20%. При вмісті менше ніж 0,1% ефекти незначущі, а при вмісті кобальту більше 20%, ефект пам'яті форми залишається таким же, як і при 20%.

Ванадій і ніобій збільшують межю текучості. Вони також збільшують розчинність азоту в стані розплаву, що дуже важливо для виробництва. Якщо їх вміст менше 0,01%, їх вплив незначущий, якщо ж він більше 1%, то ефект пам'яті форми і здатність до формоутворення послаблюються. Ванадій і ніобій утворюють мелкодисперсні нітриди, які зміцнюють сталь, що в свою чергу може збільшувати оборотну деформацію ефекту пам'яті форми.

Таким чином, проаналізовано вплив різних легуючих елементів на зміну властивостей пам'яті форми в аустенітних сталях.

Ткаченко М.В.

(ПолтНТУ, м. Полтава)

БІМЕТАЛЕВЕ ВИКОНАННЯ НАСОСНО-КОМПРЕСОРНИХ ТРУБ ЯК СПОСІБ ПІДВИЩЕННЯ ЇХ КОРОЗІЙНОЇ СТІЙКОСТІ

В даний час існує проблема передчасного руйнування насосно-компресорних труб (НКТ) в умовах видобутку нафти та газу в Україні. Причиною цього, є наявність у продукції, що видобувається, агресивних компонентів, таких як сірководень H_2S , вуглекислий газ CO_2 , кисень O_2 , високомінералізована вода, різних типів бактерій в (основному сульфатвідновлювальних бактерій (СВБ)) й інших агресивних компонентів, що характерно для свердловин на завершальній стадії освоєння.

Залежно від поєднання таких факторів, як вміст сірководню H_2S , вуглекислого газу CO_2 у видобутій продукції, ступеню обводнення нафти, активності СВБ, напружень, які виникають у НКТ від власної ваги і навантаження, температури, швидкості потоку, обсягу механічних домішок, може протікати загальна корозія (рівномірне потоншення стінки), виразкова корозія (локальне утворення виразок, аж до утворення наскрізних отворів), водневе розтріскування (ВР) та сульфідне корозійне розтріскування під напруженням (СРН) [1].

Як показує практика, найбільш небезпечними видами корозійного руйнування труб є ВР і СРН під напруженням. Причина обох видів корозійного ураження є проникнення атомарного водню (Н) всередину сталі. Різниця цих процесів полягає в тому, що ВР виникає незалежно від наявності або відсутності напружень, в той час як для виникнення процесу за механізмом СРН необхідна наявність напружень і зовнішніх навантажень.

Специфічний характер впливу агресивних компонентів і силових навантажень вимагає відповідних особливих заходів щодо захисту металу. Ці заходи пов'язані з розробленням й освоєнням виробництва високохромистих сталей із вмістом хрому більше 13%, які задовільно протистоять корозійному розтріскуванню, освоєнням виробництва низьколегованих сталей із низьким вмістом неметалевих включень, а також термообробленням труб, що забезпечує структуру металу з підвищеною корозійною стійкістю [1]. Однак слід мати на увазі, що підвищення міцності металу труб знижує їх стійкість проти сульфідного розтріскування. Звідси випливає висновок, що НКТ, виготовлені за традиційною технологією в монометалевому варіанті, не можуть забезпечити одночасно і високу міцність, і високу корозійну стійкість.

Світова практика показує високу ефективність застосування біметалевих і композиційних труб замість труб, виконаних у монометалевому варіанті. За рахунок використання двох різнорідних матеріалів вдається задовольнити всім висунутим вимогам, тоді як при застосуванні монометалевих труб це вкрай важко. Стосовно до нафтовидобувної галузі, використання біметалевих труб дозволяє використовувати вуглецеву сталь, що має невисокий опір корозійному руйнуванню, як основу, а дорогу

корозійностійку сталь – як внутрішній плакувальний шар. У результаті термін експлуатації істотно зростає при незначному збільшенні вартості труб.

Досвід виготовлення та використання біметалевих труб мають такі підприємства, як Ltd Kawasaki Heavy Industries (Японія) при тісному співробітництві з NAM (Нідерланди), Shell Oil (США) та Ltd Kuroki Tube & Pipe Co [2] і в Росії.

Розроблення технології та впровадження власного виробництва біметалевих труб в Україні вважаю актуальним і першочерговим завданням у боротьбі з передчасним руйнуванням НКТ при видобутку нафти та газу.

Література:

1. Шиндер М.А. Коррозия и защита металлов / М.А. Шиндер, Ф.Ф. Ашогин, Е.А. Ефимов. – М.: Металлургия, 1981. – с. 358.

2. Corrosion-Resistant Lined Pump and Compressor Pipe / N.A. Bogatov, A.A. Bogatov and D.R. Salikhyanov // Steel in Translation. – 11, 2014. – Vol. 44. – P. 867...869.

Ткачук О.В., Труш В.С., Проскурняк Р.В.
(ФМІ ім. Г.В. Карпенка НАН України, м. Львів)

ОКСИНІТРУВАННЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВУ ВТ6 ТЕРМОДИФУЗІЙНИМ НАСИЧЕННЯМ З КОНТРОЛЬОВАНОГО АЗОТКИСНЕВМІСНОГО ГАЗОВОГО СЕРЕДОВИЩА

E-mail: tkachukoleh@gmail.com

Останнім часом зріс інтерес до оксинітридів титану (TiN_xO_{1-x}), які володіють кращими властивостями відповідного нітриду та оксиду, що може мати значний потенціал для підвищення ефективності зубних і ортопедичних імплантатів. Зміна співвідношення азоту до кисню дозволяє істотно регулювати властивості оксинітриду титану та досягати найвищого ефекту.

Оксинітрування титанового сплаву ВТ6 реалізовували шляхом контрольованого окиснення термодифузійно сформованого нітридного шару:

I. Низькотемпературне окиснення нітриду титану. Попередньо азотовані зразки нагрівали у вакуумі 10^{-3} Па до температури окиснення 650°C , при якій у камеру напускали кисневмісне газове середовище ($P_{O_2} = 0,001$ Па), і охолоджували до 500°C та вакуумували систему.

II. Високотемпературне окиснення нітриду титану. Попередньо окиснені за низької температури зразки нітриду титану окиснювали за тією ж схемою, проте температура окиснення становила 850°C .

В результаті азотування титанового сплаву ВТ6 формується дифузійна зона (твердий розчин азоту в α -титані) і нітридна плівка на поверхні. Залежно від парціального тиску азоту, змінюється як склад нітридної плівки, так і її товщина. Так, за $P_{N_2} = 1$ Па нітридна плівка містить 65% Ti_2N фази і 4% TiN фази, а за $P_{N_2} = 10^5$ Па – 18% і 67%, відповідно, тобто за 1 Па формується нітридна плівка на базі Ti_2N фази, а за 10^5 Па – на базі TiN фази. Склад нітриду титану TiN зі збільшенням парціального тиску азоту наближається до стехіометричного. Товщина нітридної плівки при цьому зростає від 3 до 7 мкм.

Після низькотемпературного окиснення титанового сплаву ВТ6 з нітридними покриттями на базі Ti_2N фази і на базі TiN фази на поверхні формується оксинітридна плівка. Згідно результатів рентгенівського фазового аналізу, її ідентифікували за рефлексами (111), (200) і (220) оксинітридної фази TiN_xO_{1-x} . Відносна інтенсивність даних рефлексів після низькотемпературного окиснення нітридного покриття на базі TiN фази вища, ніж після низькотемпературного окиснення нітридного покриття на базі Ti_2N фази. Склад оксинітридної плівки залежить від типу нітридного покриття. Згідно залежності параметра ґратки оксинітриду титану від вмісту азоту, після низькотемпературного окиснення нітридного покриття на базі Ti_2N фази формується оксинітрид титану з

більшим вмістом кисню, ніж після низькотемпературного окиснення нітридного покриття на базі TiN фази, про що свідчить збільшення параметра ґратки оксинітриду титану до 0,4270 нм проти 0,4242 нм. Це пов'язано з меншим ступенем укомплектування неметалевої підґратки нітриду титану перед низькотемпературним окисненням.

При високотемпературному окисненні сплаву відносна інтенсивність рефлексів оксинітридної фази зростає. Після високотемпературного окиснення, незалежно від типу нітридного покриття, вміст кисню у складі оксинітриду титану зменшується, що пов'язано з прискоренням дифузійних процесів за рахунок вищої температури окиснення (850 °С порівняно з 650 °С). Слід зазначити, що як і у випадку низькотемпературного окиснення, при високотемпературному окисненні нітридного покриття на базі Ti₂N фази формується оксинітрид титану з більшим вмістом кисню, ніж на базі TiN фази. Параметр ґратки оксинітриду титану збільшується від 0,4245 нм до 0,4274 нм.

Робота виконана в рамках проекту науково-дослідних робіт молодих учених НАН України у 2016 р. № П-106-16.

Труш В.С., Лук'яненко О.Г.

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

ТВЕРДОРОЗЧИННЕ ЗМІЦНЕННЯ СПЛАВУ VT1-0 ТЕРМООБРОБКОЮ В АЗОТ-ТА ВУГЛЕЦЕВМІСНОМУ ГАЗОВИХ СЕРЕДОВИЩАХ

Наприкінці ХХ сторіччя проявив себе науково-технічний напрям з позитивного використання впливу на механічні властивості твердорозчинно зміцненого киснем приповерхневого шару титанових сплавів під час термічної обробки [1]. Зокрема, встановлені параметри зміцнення киснем приповерхневого шару, за якого підвищуються втомні властивості титанового сплаву VT1-0. У такому шарі створюються стискальні напруження, подрібнюється субзеренна та утворюється коміркова дислокаційна структура [2].

Однак для твердорозчинного зміцнення поверхні титанових сплавів, окрім кисню, можна застосувати й інші елементи втілення – азот та вуглець.

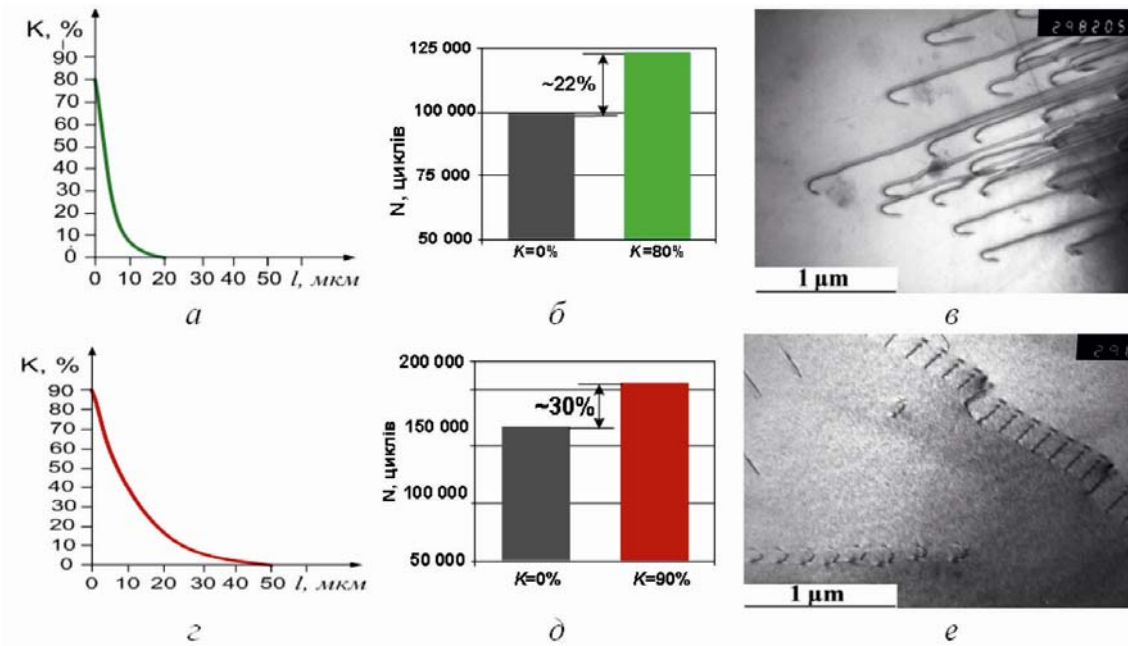
Тому, мета роботи – термодифузійним насиченням на основі елементів втілення (азоту та вуглецю) сформувати приповерхневий шар, який підвищить втомну довговічність титанового сплаву VT1-0, та виявити структурні зміни у цьому шарі.

Хіміко-термічну обробку (ХТО) титану здійснювали на установці для термічної обробки в вакуумі та контрольованих газових середовищах. Режими ХТО вибирали за встановленими кореляціями між температурно-часовими й газодинамічними параметрами насичувального середовища й характеристиками зміцнених шарів. Зміною парціального тиску газових компонентів, тривалості насичення і швидкості їх натікання в реакційну камеру одержували зміцнені шари із різним рівнем поверхневого зміцнення K (де $K = ((H_{\mu}^{пов} - H_{\mu}^c) / H_{\mu}^c) \times 100 \%$, де: $H_{\mu}^{пов}$ — твердість поверхні металу; H_{μ}^c – твердість його серцевини) і різною глибиною зміцненої зони l . Мікротвердість визначали за навантаження 50 г.

Визначено параметри зміцненого шару K, l на титані VT1-0 після твердорозчинного зміцнення приповерхневого шару азотом (рис. 1, а) та вуглецем (рис. 1, г), які забезпечують підвищення втомної довговічності за чистого згину (рис. 1, б, д).

За результатами трансмісійної електронної мікроскопії, при зміцненні вуглецем дислокації еволюціонують у впорядковану структуру дислокаційних петель (рис. 1, в), а за зміцнення азотом спостерігаємо впорядковані плоскі скупчення дислокацій (рис. 1, е).

Встановлено характеристики зміцненого шару (K, l) титанового сплаву VT1-0 за твердорозчинного зміцнення у азот- та вуглецевмісному середовищі, які забезпечують підвищення втомної довговічності за чистого згину за $\pm \epsilon_a = 0,6\%$, а також виявлено мікроструктуру таких шарів.



а, г – характеристики зміцненого шару; б, д – втомна довговічність за чистого згину за деформації $\pm \epsilon_a = 0,6\%$; в, е – мікроструктура зміцненого шару

Рис. 1. Характеристика зміцненого шару титану VT1-0 за термодифузійного насичення азотом (а, б, в) та вуглецем (г, д, е)

Література:

1. Оцінка експлуатаційної придатності виробів з титанових сплавів різних структурних класів з газонасиченими шарами / В.М. Федірко, А.Т. Пічугін, О.Г. Лук'яненко, З.О. Сірик // Фіз.-хім. механіка матеріалів, 1996. – т. 32, № 6. – С. 49...54.
2. Твердорастворное упрочнение поверхностного слоя титановых сплавов: ч. 2. Влияние на металлофизические свойства / Федирко В.Н., Лукьяненко А.Г., Труш В.С. // Металловедение и термическая обработка металлов, 2014. – №12(714). – С. 26...30.

Фесенко М.А., Лукьяненко И.В., Цыгановский К.В., Фесенко Е.В.
(НТУУ «КПИ», г. Киев)

НОВЫЙ СПОСОБ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ДВУХСЛОЙНЫХ ЧУГУННЫХ ОТЛИВОК ДЛЯ РАБОТЫ В УСЛОВИЯХ УДАРНО-АБРАЗИВНОГО ИЗНОСА

E-mail: fesenkoma@mail.ru

Предложен новый способ изготовления из исходного расплава, выплавленного в одном плавильном агрегате, двухслойных отливок, состоящих в одной части (слое) из твердого износостойкого белого чугуна, а в другой ее части (основе) – из вязкого ударостойкого высокопрочного чугуна с шаровидным графитом.

В качестве исходного расплава предполагается использовать чугуны двух типов: склонный к кристаллизации с выделением графита в свободном состоянии (СЧ) (рис. 1, а) и склонный к кристаллизации с отбелом (БЧ) (рис. 1, б).

В процессе заливки формы исходный расплав чугуна проходит внутриформенную обработку в реакционной камере литниковой системы сфероидизирующим модификатором (СМ), после чего заполняет полость разовой литейной формы с предварительно установленным металлическим холодильником (кокилем) (рис. 1) для обеспечения ускоренного теплоотвода от той части отливки, где должна сформироваться износостойкая твердая поверхность.

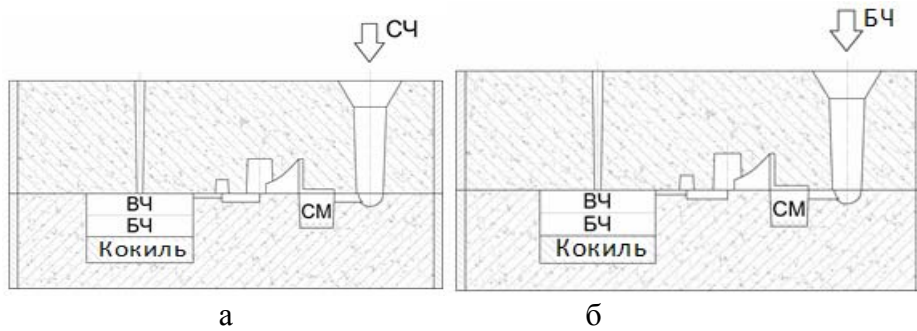


Рис. 1. Схемы технологических вариантов получения двухслойных отливок

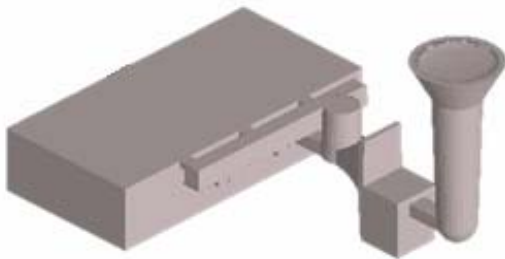


Рис. 2. Модель экспериментальной отливки

При отработке нового способа в работе в качестве объекта исследований выбрали отливку призматической формы размером $240 \times 120 \times 50$ мм и массой 10 кг (рис. 2).

Многочисленными исследованиями с использованием метода компьютерного моделирования, а также на экспериментальных чугунных отливках выявлены основные закономерности процесса получения двухслойных отливок по предложенному способу.

Подобраны составы исходного чугуна для обеспечения стабильной его кристаллизации с выделением графита в свободном состоянии (СЧ), или кристаллизации с отбелом (БЧ), а также типы модифицирующих добавок, их необходимое количество и гранулометрический состав, обеспечивающие получение в отливках заданной структуры и свойств металла, установлены оптимальные температурные режимы и параметры литья. В результате исследований были получены двухслойные экспериментальные отливки (рис. 3, а) в верхней части из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом феррито-перлитного класса (рис. 3, б), а в нижней части – из белого чугуна с мелкими включениями графита в перлитно-цементитной матрице (рис. 3, в).

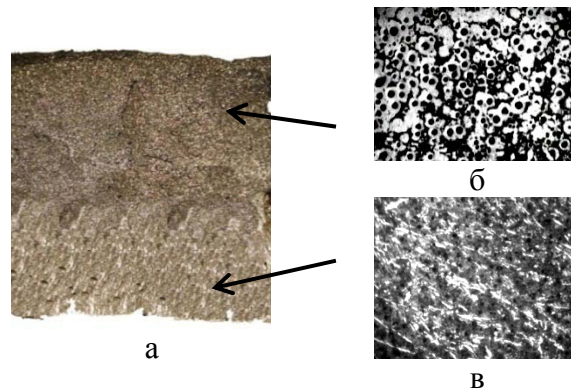


Рис. 3. Излом (а) и микроструктура (б, в) двухслойной отливки

Предложенный способ перспективен для внедрения на промышленных предприятиях при изготовлении деталей, работающих в условиях ударно-абразивного износа, например, бронифутеровочных плит, зубчатых колес, зубьев ковшей экскаваторов, насадок молотов и др.

Фурдик К.В., Могилатенко В.Г.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

РОЗРОБКА ТЕХНОЛОГІЇ ПЛАВКИ ПОРИСТИХ МАТЕРІАЛІВ СУСПЕНЗІЙНИМ ЛИТТЯМ

Розглядаються пористі матеріали на основі алюмінію і його сплавів, що мають знижену щільність, підвищену питому міцність, проникність. Їх застосування можливе в якості матеріалів для полегшених будівельних деталей, теплообмінників, фільтрів, звукопоглиначів і так далі. Отримання пористих матеріалів з певними параметрами структури і властивостей є одним з найважливіших завдань сучасної промисловості.

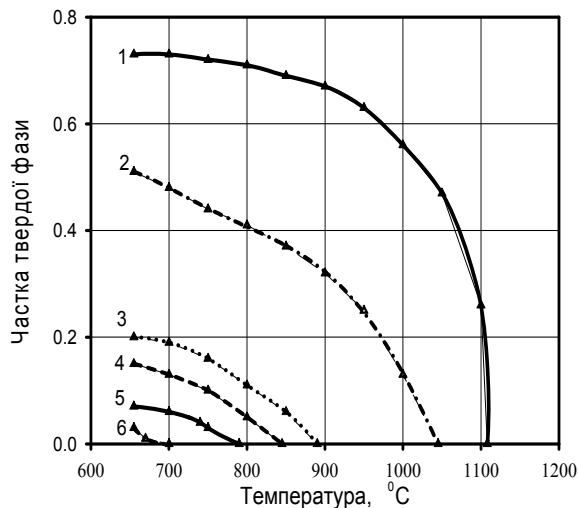


Рис. 1. Зміна масової частки твердої фази в інтервалі температур кристалізації сплавів: 1 – 30% Fe; 2 – 20% Fe; 3 – 10% Fe; 4 – 7,5% Fe; 5 – 5% Fe; 6 – 2,5% Fe

спливанню бульбашок газу.

Одним із методів одержання пористих матеріалів є тиксо- та реолиття, а саме лиття металу, який має температуру, проміжну між ліквідусом і солідусом сплаву і, відповідно, більшу в'язкість.

Зважаючи на те, що лиття має відбуватися у твердо-рідкому стані сплаву, потрібно було обрати сплав з широким інтервалом температур кристалізації. Із сплавів на основі алюмінію цьому найкраще відповідають дві бінарні системи Al-Ti та Al-Fe. Зважаючи на вартість сплавів, для дослідження обрали систему з залізом, оскільки отримані дані можна легко перенести на більш легкі, але й більш дорогі сплави з титаном.

Обраховували зміну кількості твердої фази в інтервалі температур кристалізації сплаву Al – 10% Fe (рис. 1). Оскільки розкладання порофору відбувається при температурі 700...800 °C, то можна витримати підвищену в'язкість на достатньому рівні.

Окрім того, введення у розплав частинок CaCO₃ також сприяє збільшенню удаваної в'язкості розплаву. Таким чином введення порофору відбувається його механічним замішуванням у розплав при температурі 700 °C з наступним підняттям температури металу до 780...800 °C та витримкою при цій температурі протягом 4...5 хв у гіпсовій формі.

Піноалюміній отримують різними засобами (рідкофазним і твердофазним) і, в основному, з первинних матеріалів, що досить дорого.

Для збільшення в'язкості металу при одержанні стійкої композиції метал – тверда частинка порофору використовується замішування у розплав твердої фази у вигляді неметалевих вкраплень (SiO₂, Al₂O₃ тощо). Це дозволяє збільшити удавану в'язкість розплаву і запобігти його розшаруванню на тверду і рідку фази при виділенні газу з порофору та запобігає

Хитько А.Ю., Шапран Л.А., Иванова Л.Х.

(НМетАУ, г. Днепропетровск)

ОПЫТ ЦЕНТРОБЕЖНОГО ЛИТЬЯ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЗАГОТОВОК ДЛЯ РОЛИКОВ МНЛЗ

Актуальным направлением исследований является разработка составных роликов для зоны вторичного охлаждения МНЛЗ с биметаллическими центробежнолитыми бочками с повышенной жаропрочностью, абразивной и коррозионной стойкостью.

Условия работы роликов в зоне вторичного охлаждения МНЛЗ характеризуются: малой скоростью вращения (до 1 об/мин), значительными и переменными термическими и механическими нагрузками, интенсивным абразивным и гидроэрозионным износом, ударами при прохождении холодного конца заготовки. Максимальная температура поверхности роликов достигает 550 °С, перепад температуры по сечению до 470 °С, по длине – 220 °С. В итоге в роликах развиваются сетка разгара, кольцевые трещины, износ поверхности или происходит налипание материала заготовки на поверхность роликов. Все перечисленные повреждения могут значительно сокращать срок службы роликов, а, следовательно, и снижать межремонтный срок работы МНЛЗ.

Повышение ресурса работы роликов достигается совершенствованием их конструкции и выбора материала, устойчивого к абразивному износу, коррозионному и термическому разрушению в условиях контакта с горячим слябом, наружным и внутренним охлаждением водой.

Анализ условий работы и видов дефектов роликов различных секций зоны вторичного охлаждения криволинейной МНЛЗ показал, что с удалением от кристаллизатора уменьшаются температурные и возрастают механические нагрузки на ролики. В соответствии с изменением температуры сляба по длине технологической линии МНЛЗ, служебные свойства материала роликов должны подбираться дифференцированно. У роликов, ближайших к кристаллизатору секций, основным видом износа является образование кольцевых трещин и налипание, следовательно, преимущественное внимание должно уделяться термостойкости материала. По мере снижения температуры сляба большее развитие приобретает абразивный износ поверхности.

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;
- отсутствие фазовых превращений при рабочих температурах, что гарантирует низкую склонность к налипанию материала сляба;
- устойчивость свойств при кратковременных нагревах до 700...850 °С, например, при остановке МНЛЗ или отсутствии охлаждения;
- антикоррозионные свойства;
- сохранение при длительной эксплуатации достаточно высокой твердости, прочности и ударной вязкости.

С учетом предъявленных требований, в качестве базовых сталей для наружного слоя роликов были выбраны: мартенсито-ферритная сталь типа 17X12МФЛ и аустенитная сталь типа 20X25Н19С2Л; для внутреннего слоя бочек выбрана сталь 20Л как обладающая хорошей свариваемостью.

Для двух сочетаний сталей: 17X12МФЛ – 20Л и 20X25Н19С2Л – 20Л были разработаны геометрические параметры заготовок, обеспечивающие необходимую прочность и жесткость роликов. Они составили 295 x (37 ÷ 45) x 3650 мм и 330 x (35 ÷ 45) x 3650 мм

соответственно для роликов диаметром 270 и 300 мм. Геометрические параметры заготовок и требования к ним изложены в ТУ 14-3-1230-83 «Трубы центробежнолитые двухслойные для составных роликов МНЛЗ».

В труболитейном цехе НЮТЗ была отлита опытно-промышленная партия биметаллических заготовок в рассматриваемых сочетаниях сталей двух типоразмеров. Опытно-промышленная партия роликов была установлена в кассеты и испытана вместе с серийными на МНЛЗ металлургического комбината «Азовсталь». Максимальный износ по диаметру бочек опытных роликов составил 0,2...0,4 мм, что в 10...20 раз меньше износа серийных. При визуальном осмотре поверхностных дефектов, налипания на бочках опытных роликов не было, а у сравниваемых серийных роликов имелась сетка разгара и полосчатое налипание.

Христенко В.В., Ушкалова О.В., Кулинич А.А., Захарова А.С.

(НТУУ «КПИ», г. Киев)

ИЗНОСОСТОЙКИЕ ХРОМИСТЫЕ ЧУГУНЫ С ВКЛЮЧЕНИЯМИ ФАЗЫ НА ОСНОВЕ МЕДИ

Результаты теоретического анализа [1...3] свидетельствуют о возможности существования расплавов системы Cu – Fe – Cr – C в виде двух жидких фаз: фазы на основе меди и (Fe – Cr – C) фазы. С практической точки зрения относительно системы Cu – Cr – Fe – C появляется возможность создания износостойких хромистых чугунов, структура которых содержит медные включения. Капли «медной» фазы, распределенные в (Fe – Cr – C) основе (расплаве хромистого чугуна), могут служить препятствиями для роста первичных карбидов при кристаллизации. Это способствует их измельчению и, как следствие, – улучшению обрабатываемости материала резанием. Кроме того, мягкие включения «медной» фазы, распределенные в твердой основе, способны существенно улучшить антифрикционные свойства и износостойкость сплава при трении [4].

Возможность пребывания расплавов системы Cu – Fe – Cr – C в виде двух сосуществующих фаз эмпирически проверяли методами седиментационного анализа и дифференциальной сканирующей калориметрии. Седиментационному анализу подвергали сплав, состоящий из 50% об. хромистого чугуна (16 масс. % Cr и 1,6 масс. % C) и 50% об. меди. Установлено, что при температуре 1400 °C расплав пребывал в двухфазном состоянии, а при отсутствии перемешивания из-за различия величин удельного веса «медной» и (Fe – Cr – C) фаз происходит его расслоение. Этот вывод также подтверждается результатами исследования микроструктур образцов, полученных всасыванием расплава из донной и верхней частей тигля.

Установлено, что структура образца, полученного методом закалки из жидкого состояния, представляет собой «замороженную эмульсию» с дисперсной фазой, сформированной на основе медной добавки. Также установлено, что в образцах, полученных заливкой расплава в металлический кокиль, коалесценция и седиментация включений дисперсной фазы также не получают заметного развития, поэтому структура «замороженной эмульсии» сохраняется. Следует отметить, что медные включения, распределенные в (Fe – Cr – C) основе, являются препятствием для роста первичных карбидов при кристаллизации хромистого чугуна.

Выводы: экспериментально подтвержден теоретически установленный факт возможности пребывания расплавов системы Cu – Fe – Cr – C в двухфазном состоянии. Эмпирически установлена возможность эмульгирования расплавов указанной системы и получения литых структур типа «замороженная эмульсия». Показано, что наличие медных включений в структуре хромистых чугунов способствует измельчению первичных карбидов.

Литература:

1. Кириевский Б.А., Христенко В.В. О взаимной растворимости и образовании области несмешиваемости металлов в жидком состоянии // Металл и литье Украины, 1999. – №1 – 2. – С. 12...15.

2. Христенко В.В., Руденко М.А., Ушкалова О.В. Строеие расплавов системы Cu – Cr // Процессы литья, 2012. – № 6 – С. 62...65.

3. Кириевский Б.А., Христенко В.В. Перспективные методы дисперсионного упрочнения сплавов на основе меди для изготовления электродов контактной сварки // Наука та інновації, 2005. – т. 1, № 6. – С. 84...90.

4. Христенко В.В., Ушкалова О.В., Трубаченко Л.Н. Зносостійкі сплави системи (Fe – Cr – C) з поліпшеними властивостями / Матеріали науково-практичної виставки-конференції «Литейное производство: технологии, материалы, оборудование, экономика и экология». – Киев: ФТИМС НАН Украины, 12 – 14 декабря 2011. – С. 293...294.

Хрычиков В.Е.

(НМетАУ, г. Днепрпетровск)

ВЛИЯНИЕ УСАДОЧНОГО ЗАЗОРА НА ТЕМПЕРАТУРНОЕ ПОЛЕ КОКИЛЯ ПРИ ЗАТВЕРДЕВАНИИ МАССИВНОЙ ЧУГУННОЙ ОТЛИВКИ

Исследовали особенности нагрева и охлаждения стенки чугунного кокиля толщиной 180 мм (рис. 1), формирующего бочку чугунного прокатного валка диаметром 450 мм. Плавка металла проходила в коксовой вагранке, химический состав расплава, масс. %: С – 3,67; Si – 0,50; Mn – 0,51; P – 0,380; S – 0,122.

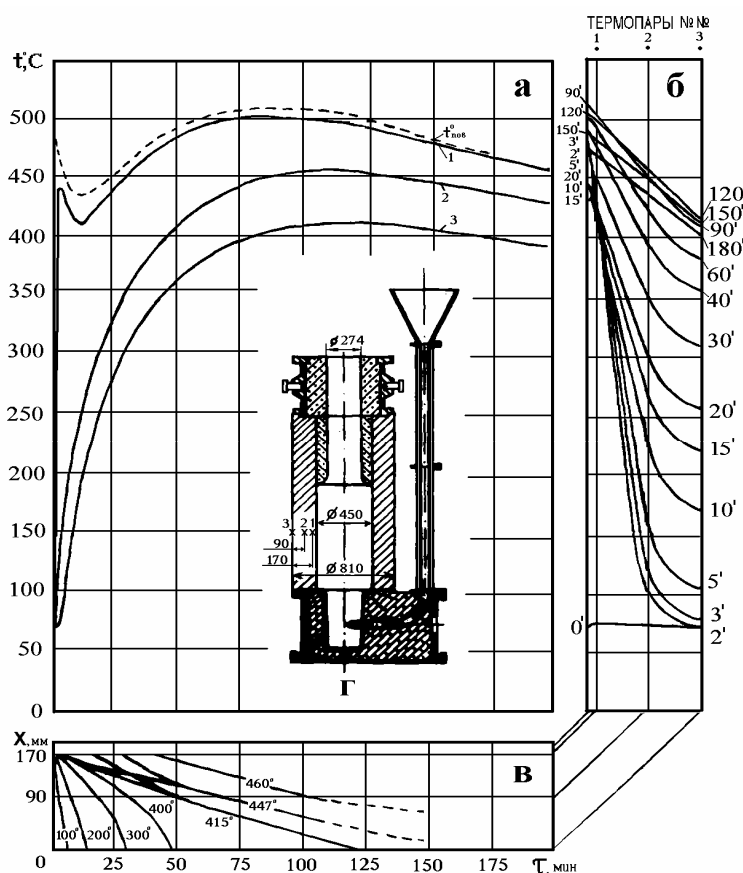


Рис. 1. Экспериментальные кривые нагрева (а) стенки кокиля толщиной 180 мм и внутренним диаметром 450 мм, температурное поле (б), изотермы (в) и схема литейной формы (г)

Хромель-алюмелевые термопары 1, 2 и 3, установленные на расстоянии 10, 90 и 180 мм соответственно от внутренней поверхности кокиля, фиксировали температуру на потенциометре КСП-4. По полученным кривым (рис. 1, а), строили на температурном поле изохроны в минутах: 0¹, 2¹, 3¹, 5¹, 10¹, 15¹, 20¹, 30¹, 40¹, 60¹, 90¹, 120¹, 150¹, 180¹. На кинетической диаграмме (рис. 1, в) выполняли построение изотерм: 100°, 200°, 300°, 400°, 415°, 447°, 460°.

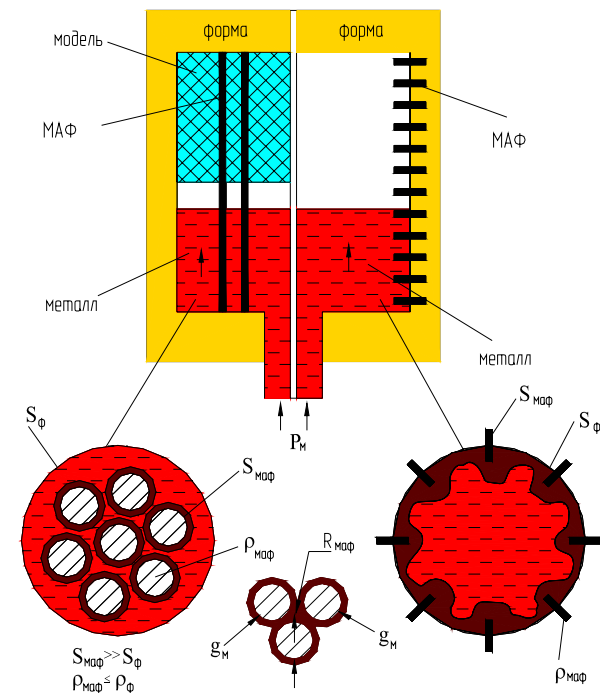
Сопоставление экспериментальных кривых 1, 2, 3 показало, что интенсивный нагрев внутреннего поверхностного слоя кокиля до температуры 450 °С в первые 2...3 мину-

ты прекращается из-за образования усадочного зазора между бочкой валка и кокилем. Таким образом, прекращается контактный теплообмен между расплавом и кокилем.

В дальнейшем происходит постепенное повышение температуры в поверхностном слое кокиля до максимальных значений, которые зафиксированы на 80...90 минутах. Экспериментальные замеры температур затвердевания валка показали, что общая продолжительность затвердевания бочки составляет ~64 минуты, что на 16...26 минут позже максимальных значений в кокиле. Поэтому использовать температурные замеры в литейной форме для определения особенностей затвердевания отливок не совсем корректно ввиду инерционности процесса тепломассопереноса в системе отливка-кокиль или необходимо вводить поправки, значение которых рассчитать сложно.

Кинетическая диаграмма (см. рис. 1, в) и изохроны температурного поля (см. рис. 1, г) позволяют приближённо определить температуру внутренней поверхности кокиля методом графических построений (см. $t_{пов.}$ на рис. 1, б). Как видно, изменение температуры на внутренней поверхности кокиля соответствует по форме кривой, полученной с термопары №1, установленной на глубине 10 мм от поверхности теплоотвода. Анализ этих данных позволяет оценить условия эксплуатации кокилей и наметить пути усовершенствования технологии их производства и эксплуатации.

Шалевская И.А.¹, Мусбах Джамал Ибрагим¹, Шинский И.О.²
 (¹ВНУ им. В.Даля, г. Северодонецк, ²ФТИМС НАН Украины, г. Киев)
ВЛИЯНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ МАКРОАРМИРУЮЩЕЙ ФАЗЫ НА ПРОЦЕСС ЗАТВЕРДЕВАНИЯ КРУПНОГАБАРИТНЫХ ОТЛИВОК



$S_ф, S_{маф}$ – поверхность формы и МАФ;
 $P_{маф}, P_{мс}$ – масса МАФ и матричного сплава; P_m – давление на матричный сплав, R – радиус элемента МАФ;
 g – толщина переходного слоя на границе «МАФ – МС»

Рис. 1. Схемы формирования поверхностных и объемных свойств литых армированных конструкций (ЛАК) с применением макро- (МАФ) и дисперсной армирующей фазы (ДАФ)

Первоначально были установлены закономерности затвердевания армированных стальных отливок на литых образцах из углеродистой стали (Сталь 45 – 65ГЛ) с размером $\varnothing(10, 20, 50) \times 200$ мм в полый песчаной форме и армирующей фазой, ориентированной в песчаной форме в виде стержней (Сталь 20), занимающих 50% площади ее сечения.

С целью получения методом литья по газифицированным моделям крупных отливок с гарантированным качеством исследовали возможность интенсификации процесса затвердевания заготовок путем введения в пенополистироловую модель армирующей металлической фазы.

При получении отливок путем армирования их макроимплантатами, расположенными в полости литой формы или в пеномодели, возникают новые для теории литейных процессов многокомпонентные системы: «металл – модель – имплантат – форма» и «металл – армирующая фаза – форма». Схематически формирование свойств новых литых армированных конструкций (ЛАК) может быть представлено в следующем виде (рис. 1).

Для моделирования процесса была адаптирована известная компьютерная программа «ProCast», которая используется при исследовании закономерностей затвердевания отливок из железоуглеродистых сплавов в формах при наличии в них МАФ в виде ориентированных стальных стержней, что дало возможность оценить условия тепломассопереноса и затвердевания в армированных отливках из железоуглеродистых сплавов.

При компьютерном моделировании затвердевания стержня $\varnothing 50$ мм из Стали 45Л в полой форме установлено, что на поверхности контакта «металл – форма» этот сплав достигает температуры T_L через 8,9 с, а температуры T_s – через 165,0 с. В этот же период в точке, равной $\frac{1}{4}$ диаметра отливки этого стержня, сплав достигает температуры T_L через 14,2 с, а температуры T_s – через 181,5 с. В центре стержня в этот же период сплав достигает температуры T_L через 8,5 с, а температуры T_s – через 211,5 с, тогда и исчезает жидкая фаза во всех сечениях отливки.

Наличие МАФ создает условия для увеличения скорости затвердевания сплава прямо пропорционально ее массе и с увеличением ее относительно объема металла в форме, причем существенное влияние наличия МАФ в форме оказывает на снятие перегрева до температуры T_L , которая превышает аналогичную при затвердевании отливки в полой форме всего в 1,4...2,0 раза.

Шаломеев В.А., Топчиева К.А.
(ЗНТУ, г. Запорожье)

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ЖАРОПРОЧНОСТЬ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ СО СКАНДИЕМ

E-mail: gr@radiocom.net.ua

В современном машиностроении широко применяются легкие цветные сплавы, в частности, магниевые сплавы. Основным преимуществом магниевых сплавов являются высокие механические свойства при малом удельном весе, а также высокая удельная прочность.

Наиболее распространенным авиационным магниевым сплавом является сплав МЛ5, содержащий дешевые легирующие элементы – алюминий, цинк, марганец и другие примеси. Детали из этого сплава широко применяются в ракетной и авиационной промышленности благодаря малому удельному весу и повышенной стойкости.

С целью улучшения отливок из сплава МЛ5 изучали влияние скандия на структурообразование, механические свойства и жаропрочность металла. Исследовали влияние скандия в количествах 0,2%, 0,5% и 1,0%.

Микроструктура сплава МЛ5 представляет собой δ -твердый раствор с наличием эвтектики типа $\delta + \gamma$, которая располагается по границам зерен, интерметаллида γ и марганцевистой фазы. После проведения термической обработки (гомогенизация при температуре 415 °С (выдержка 24 ч), охлаждение на воздухе и последующее старение при температуре 215 °С (выдержка 10 ч), охлаждение на воздухе) в структуре исследуемых сплавов наблюдается выделение эвтектоида $\delta + \gamma$, имеющего вид пластин и белых пограничных выделений в форме вырожденной эвтектики. Интерметаллидная фаза выделяется в виде частиц глобулярной формы.

С повышением концентрации модификатора в сплаве наблюдается увеличение количества и размеров интерметаллидной фазы и уменьшения эвтектики, а при введении 1,0% Sc эвтектические выделения полностью отсутствуют. При введении скандия размер эвтектики, величина микрзерна и расстояние между осями дендритов второго порядка уменьшаются. Повышение количества модификатора до 1,0% Sc приводит к уменьшению величины зерна и расстояния между дендритными осями. Кроме того, введение 1,0% модификатора (Sc) приводит к образованию микрорыхлот и загрязнению сплава пленками.

Микротвердость δ -твердого раствора стандартного сплава (до термообработки) составляет 765,7 МПа. Эвтектика примерно в 2,5 раза тверже матрицы. После проведения термообработки наблюдается увеличение микротвердости матрицы и снижение значений твердости эвтектоида типа $\delta + \gamma$, повышение однородности термообработанного сплава и укрепление твердого раствора мелкими частицами интерметаллидной γ - фазы.

Микротвердость приграничных выделений составляет 2011,7...2825,8 МПа. Значение микротвердости глобулярных включений интерметаллидной γ -фазы составляет

~ 4256,2 МПа. Введение скандия от 0,2% до 1,0% способствует повышению микротвердости структурных составляющих как в литом, так и в термообработанном состоянии.

Модифицирование магниевого сплава скандием способствует повышению прочности металла на 20...25%, а жаропрочности (температура испытания 150 °С, нагрузка 80 МПа) – практически в 2 раза. Причем наиболее высокие показатели достигают при содержании скандия в сплаве до 0,5%.

Таким образом, скандий тормозит эвтектические преобразования, в результате чего с увеличением его концентрации в сплаве количество эвтектики типа $\delta + \gamma$ уменьшается. Термическая обработка способствует повышению однородности сплава и приводит к выравниванию свойств по сечению металла. Модифицирование сплава МЛ5 скандием до 0,5% способствует повышению механических и жаропрочных свойств в результате дополнительного упрочнения как твердого раствора, так и структурных составляющих.

Шаломеев В.А., Цивирко Э.И., Осадчая Е.А.
(ЗНТУ, г. Запорожье)

ВЛИЯНИЕ ЦИРКОНИЯ НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ МАГНИЕВОГО СПЛАВА МЛ5

E-mail: gr@radiocom.net.ua

Развитие современного машиностроения требует применения материалов, способных выдерживать большие нагрузки при повышенных температурах с одновременным снижением веса конструкций. С этой точки зрения большой интерес представляют сплавы на основе магния – одного из широко распространенных в природе элементов. По запасам в земной коре магний занимает третье место среди металлов, уступая только алюминию и железу. Он содержится в ряде минералов, но особенно его много в доломите и магнезите. В воде морей и океанов содержится около $6 \cdot 10^{16}$ т магния, что делает его перспективным материалом как основы для разработки большого количества сплавов.

Известно, что жаропрочность литых сплавов обеспечивается двумя факторами: введением в сплав легирующих элементов, образующих при кристаллизации и перекристаллизации тугоплавкие фазы, и легированием основного компонента элементами, входящими в твердый раствор, при этом легирующие компоненты должны иметь температуру плавления выше, чем основа сплава.

В связи с этим практический интерес представляет исследование влияния легирования сплава МЛ5 цирконием, который является тугоплавким металлом 4Б подгруппы периодической системы элементов. Этот металл имеет близкий с магнием атомный радиус и электроотрицательность и, следовательно, может образовывать твердые растворы и фазы, упрочняя металлическую матрицу. Температура плавления исследуемого легирующего элемента значительно превышает температуру плавления сплава МЛ5, что должно обеспечить термическую стабильность образующихся фаз и повысить жаропрочность магниевого сплава в целом.

Исследовали влияние циркония на структурообразование, механические свойства и длительную прочность при повышенных температурах отливок из магниевого сплава МЛ5.

С повышением содержания циркония в сплаве уменьшались количество эвтектики, размеры структурных составляющих и расстояние между осями дендритов второго порядка. Влияние циркония на микротвердость матрицы увеличивалось пропорционально содержанию легирующего элемента.

Введение легирующего элемента в пределах 0,05...0,1% масс. интенсивно увеличивает объемный процент сферических интерметаллидов при неизменном объемном проценте пластинчатых

Микрорентгеноспектральный анализ интерметаллидных фаз сплава МЛ5 с цирконием показал наличие этого элемента в составе интерметаллидов, при этом исследуемые

интерметаллиды имели сложный состав: 71,40% *Zr*; 14,77% *Mg*; 10,98% *Al*; 1,55% *Si*; 1,30% *Mn*.

Содержание циркония в интервале 0,05...0,10% повышало пластичность сплава МЛ5 за счет измельчения зерна, структурных составляющих и увеличения количества сферических интерметаллидов, располагающихся в центре зерен и являющихся дополнительными центрами кристаллизации. Однако с увеличением содержания легирующего элемента в сплаве до 1,0% пластичность металла уменьшалась за счет образования избыточного количества пластинчатых интерметаллидов, располагающихся по границам зерен и охрупчивающих металл.

Таким образом, оптимальная присадка циркония в количестве до 0,1% в сплав МЛ5 обеспечивает повышение всего комплекса его механических свойств и жаропрочности. Применение сплава МЛ5 с цирконием для машиностроения обеспечивает получение высококачественного литья с высокими эксплуатационными характеристиками.

Шаломеев В.А., Цивирко Э.И., Осадчая Е.А.

(ЗНТУ, г. Запорожье)

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МАГНИЕВОГО СПЛАВА С ГАФНИЕМ

E-mail: gr@radiocom.net.ua

Развитие различных отраслей техники, требующих применения материалов, способных выдерживать большие нагрузки при высоких температурах с одновременным снижением веса конструкций, обуславливает все большее применение сплавов на основе магния. Существующие магниевые сплавы не удовлетворяют повышенным требованиям современной техники. Необходимость дальнейшего повышения уровня рабочих температур для деталей из магниевых сплавов требует разработки новых жаропрочных сплавов с элементами, упрочняющими металлическую матрицу металла.

Известно положительное влияние элементов IV группы периодической системы Д.И. Менделеева на жаропрочные характеристики магниевых сплавов. Так, цирконий входит в состав жаропрочных сплавов МЛ8 и МЛ10. Есть данные, свидетельствующие о положительном влиянии титана на показатели жаропрочности. Использование гафния для легирования магниевых сплавов, в отличие от его гомологов по IV группе – титана и циркония, до последнего времени практически не рассматривалось. Украина обладает сырьевой базой гафния и технологиями его производства, поэтому представляет интерес изучение возможности создания магниевых сплавов, легированных гафнием.

Исследовали влияние гафния на структурообразование, механические свойства и длительную прочность при повышенных температурах отливок из магниевого сплава МЛ5.

Микроструктура сплава МЛ5 без гафния представляла собой δ -твердый раствор с наличием эвтектики типа $\delta + \gamma$ (Mg_4Al_3), интерметаллида γ (Mg_4Al_3) и мелкодисперсных частиц марганцовистой фазы.

Введение гафния от 0,05% до 1,0 % практически не изменяло расстояние между осями второго порядка, однако способствовало уменьшению размеров структурных составляющих и дроблению эвтектики.

С повышением концентрации гафния в сплаве размеры эвтектоида $\delta + \gamma$ (Mg_4Al_3) заметно уменьшались, а количество интерметаллидных выделений возрастало. Дальнейшее увеличение присадки гафния до 1,0% приводило к уменьшению величины зерна в ~ 2 раза.

Макрофрактографическое исследование изломов исследуемого литого сплава показало, что с повышением концентрации гафния в сплаве структура измельчается, характер ее меняется от крупнокристаллической к матовой мелкокристаллической.

Исследование микроструктуры образцов после длительных выдержек при температуре 150 °С показало, что нагрев при указанной температуре способствовал распаду эвтектоида и дополнительному выделению упрочняющей интерметаллидной фазы сложного состава.

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.

Присадки гафния до 1,0% незначительно повышают прочностные свойства сплава МЛ5 при комнатных температурах и практически не меняют пластичность, в то время как значения длительной прочности сплава резко возросли с увеличением содержания гафния до 1,0% и увеличивались примерно в 3 раза.

Установлено, что введение в сплав МЛ5 гафния от 0,05% до 1,0% способствует значительному повышению жаропрочности вследствие дополнительного дисперсионного упрочнения твердого раствора.

Шинский И.О., Клименко С.И., Маляр В.А.

(ФТИМС НАН Украины, г. Киев)

**ЗАКОНОМЕРНОСТИ ТЕЧЕНИЯ АЛЮМИНИЕВЫХ МАТРИЧНЫХ СПЛАВОВ
В ПОРОВОМ ПРОСТРАНСТВЕ, ОБРАЗОВАННОМ АРМИРУЮЩЕЙ ФАЗОЙ
ГРАФИТА ПРИ ВАКУУМНОЙ ПРОПИТКЕ**

E-mail: ukrdeplit15@ukr.net

В Физико-технологическом институте металлов и сплавов НАН Украины создаются новые направления получения литых армированных конструкций с применением литья по газифицируемым моделям [1], в которых сформулированы теоретические предпосылки течения матричных сплавов в поровом пространстве, образованном макроармирующей фазой.

Для создания научных основ получения и применения литых армированных алюминиевых конструкций, где в качестве армирующей фазы применяется графит (ГАФ), были исследованы закономерности течения алюминиевого матричного сплава (АМС) в поровом пространстве, образованном ГАФ при его гравитационной пропитке. Для исследования этих закономерностей использовались методы физического моделирования движения расплавов в пористой среде [2]. При реализации серии экспериментов по изучению гидродинамики течения АМС в поровом пространстве, образованном ГАФ при вакуумной пропитке было установлено:

– создание разряжения P_B в поровых каналах, образованных ГАФ, увеличивает глубину пропитки АМС L_1 : так при P_B равном -0,04 МПа за время пропитки в 5 с. тонких каналов с ГАФ в 1,0...2,0 мм $L_1 = 108$ мм, с ГАФ в 2,0...3,0 мм $L_1 = 155$ мм, а с ГАФ в 3,0...5,0 мм $L_1 = 168$ мм, что во второй и третьей серии экспериментов значения L_1 в 1,4 и 1,6 раз, а в случае $P_B = -0,08$ МПа величина L_1 возрастает в сравнении с $P_B = -0,04$ МПа в 1,1...1,3 раза;

– при течении АМС в поровых каналах ГАФ ($P_B = -0,02...-0,08$ МПа) наблюдается три характерных периода: начальный – скорость течения V_1 постоянна, а величина ее максимальна и в зависимости от диаметра ГАФ находится в пределах 20...95 мм/с; в переходном периоде снижается до минимальных значений $V_1 = 15...65$ мм/с, которая уже постоянна в третьем установившемся периоде;

– максимально допустимая толщина армированного слоя $L_{\text{макс}}$ системы «АМС – ГАФ» при вакуумной пропитке, в зависимости от диаметра ГАФ, равного 1...2 мм, 2...3 мм и 3...5 мм, составит 190 мм, 250 мм и 265 мм соответственно, что во второй и третьей серии предельные значения $L_{\text{макс}}$ возрастают в 1,3 и 1,4 раза;

– установлено также, что в случае применения вакуумной пропитки взамен гравитационного литья, скорость движения расплава АМС в поровом пространстве, образованном ГАФ, в зависимости от уровня разряжения в нем и величины характерного размера ГАФ, возрастает в 1,2...1,5 раза.

Для определения максимально допустимого армированного слоя системы «АМС –

ГАФ» $L_{\text{макс}}$ при вакуумной изотермической пропитке были получены и использованы математические зависимости, функцией которых является безразмерный коэффициент расхода системы μ , при этом значения $L_{\text{макс}}$ при диаметрах ГАФ, равных 1...2 мм, 2...3 мм и 3...5 мм составила 190 мм, 250 мм и 265 мм соответственно.

Полученные данные и математические зависимости о закономерностях течения алюминиевых матричных сплавов в поровом пространстве, образованном армирующей фазой графита при вакуумной пропитке, будут использованы при разработке методов и оптимизации технологических процессов получения литых армированных конструкций на основе алюминиевых сплавов с использованием литья по газифицируемым моделям.

Литература:

1. Шинский И.О. Повышение качества отливок из медных сплавов методами литья по газифицируемым моделям и армированием: дис. канд. техн. наук: 05.16.04 / КПИ. – Киев, 2000. – 204 с.

2. Шинский И.О., Гончар Б.С., Переpletчик В.А. Гидродинамические условия течения жидкого металла в форме с армирующей фазой при получении композиционных отливок // Процессы литья, 1999. – №3. – С. 45...47.

Щерцкий В.А., Затуловский А.С., Лакеев В.А.

(ФТИМС НАН Украины, г. Киев)

ПРИМЕНЕНИЕ ВТОРИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ МЕДИ И АЛЮМИНИЯ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ КОМПОЗИТОВ

Применение алюминиевых сплавов – силуминов в автомобилестроении и в промышленности в целом обладает рядом существенных преимуществ. Силуминовые сплавы обладают высокими литейными свойствами, они стойкие к коррозии, легкие, технологичные и главное недорогие. Основной потенциал увеличения доли изделий из литейных алюминиевых сплавов заложен в замене более дорогих и «тяжелых» сплавов (сталь, чугун, бронзы, латуни), а также простота процессов переработки алюминиевого вторсырья и рециклинга [1, 2] что делает силумины еще более привлекательными. Алюминий широко применяется в промышленности для производства пищевых и потребительских товаров, поэтому за последние десятилетия накопилось значительное количество алюминиевых отходов и доля вторичного алюминия неуклонно растет. Повторное применение алюминиевых сплавов позволяет в 5...10 раз снизить расход энергоресурсов на выплавку тонны металла. Кроме того, рециркуляция алюминия путем переплава генерирует на 95% меньше газовых выбросов в атмосферу в сравнении с первичным алюминием, полученным металлургическим путем [3], не говоря уже об отсутствии твердых отходов. Следовательно – развитие переработки алюминиевых отходов имеет также важное экологическое значение.

После магнитной сепарации, промывки и термической сушки стружки бронзы Бр05Ц5С5 методом пропитки вторичным сплавом, отвечающим по составу АК7, были изготовлены композиционные отливки. Заливки проводили в стальной кокиль. Из отливок были вырезаны образцы для термического анализа. На первом этапе исследований образцы нагревали в атмосфере аргона до температуры 500 °С ниже температуры плавления матрицы КМ. Цикл исследования длился 5 нагревов и 5 охлаждений на одном образце, после чего образец в камере печи ДСК-анализатора был трижды нагрет до 700 °С плавлением и кристаллизацией матрицы КМ.

Установили, что температура первого плавления составляет 509 °С, а последующих 474 °С. Такие низкие температуры плавления объясняются формированием трех- и четырехкомпонентных эвтектических систем. После термической обработки до 500 °С перераспределение химических элементов в матрице АК7 и растворенных в ней составляющих бронзы приводит к формированию эвтектического состава на базе тройной эвтектики Al_{80,4}Cu_{13,6}Si₆ (524 °С), что подтверждает одностадийный пик плавления. Нагрев расплава до 700 °С приводит к дополнительному растворению бронзовой стружки в сплаве

матрицы, и кривая кристаллизации матричного сплава уже имеет многостадийный вид. Кривые нагрева-охлаждения и пики следующих циклов плавления-кристаллизации исследования имеют одинаковый вид и характер с началом плавления ≈ 474 °С.

В работе показали возможность получения функциональных композиционных материалов со структурой, удовлетворяющей правилу Шарпи, полностью из вторичных алюминиевых и медных материалов. Зная общий пропорциональный состав медьсодержащих отходов, возможно подобрать необходимую комбинацию «легирующих» компонентов алюминиевой матрицы, а режимом пропитки и последующей термической обработкой регулировать степень их растворения и, соответственно, структуру и свойства силициновой матрицы.

Литература:

1. Wang E.R., Hui X.D., Wang S.S., Zhao Y.F., Chen G.L. Improved mechanical properties in cast Al-Si alloys by combined alloying of Fe and Cu // Materials Science and Engineering, 2010. – № A 527. – P. 7878...7884.
2. Затуловский С.С. Концепция развития литых композиционных материалов // Процессы литья, 1997. – №4. – С. 9...10.
3. Sencakova L.E. Vircikova Life cycle assessment of primary aluminium production // Acta Metallurgica Slovaca, 2007. – vol. 3, № 13. – P. 412...419.

**Щур Д.В.¹, Бурхан А.О.¹, Смоляр А.С.¹, Блощаневич О.М.¹,
Хоменко Б.С.², Тітенко А.М.³**

(¹ІПМ, м. Київ, ²ІЗНХ, м. Київ, ³ІМаг, м. Київ)

**ФУЛЛЕРИТОПОДІБНА ФАЗА НІТРИДУ БОРУ – $B_{12}N_{12}$ (E-ФАЗА),
ОТРИМАНА МЕТОДОМ СВС**

Крім загальноновивчених фаз нітриду бору (α , β , γ) представляє інтерес дослідження нової *E* (Explosive) – фази *BN*, отриманої в 1965 р. Бацановим С.С. [1], методом ударного стиснення.

Нами методом СВС в інтервалі температур 700...800 °С отримані зразки з основною кристалічною фазою *E* – *BN* – фуллеритоподібною фазою нітриду бору (фулборенітом) $B_{12}N_{12}$ [2].

Дві найбільш інтенсивні лінії як на всіх наших рентгенограмах, так і по літературних даних [3, 4], відповідають розрахунковим лініям *E*-фази *BN* [3], що мають індекси (111) і (222). В 4 експериментах (№ 27, 28, 32 і 33) вони мають значення: $d = 6,02, 6,03, 6,07, 6,03$ Å і $d = 3,18, 3,18, 3,18, 3,18$ Å відповідно. Всі інші лінії крім 8 і 15 (наприклад, $d = 4,14, 2,91, 2,23, 2,09, 1,68$ Å і ін.) на рентгенограмах для різних зразків також мають практично ідентичні значення, незалежно від співвідношення вихідних компонентів при синтезі (табл. 1).

Продуктом СВС-процесу є порошок з вкрапленнями окремих монокристалів і шаруватих агрегатів, а також наявністю аморфної складової.

За рентгенівськими даними був визначений параметр кристалічної ґратки для нової фази в кубічній системі, і він складає $a = 10,513...11,015$ Å, що відповідає теоретично розрахованому періоду ґратки ($a = 10,877$ Å) для кубічної структури гіпералмазу ГАФ- $B_{12}N_{12}$ (*E*-фази) по роботі [3]. Звідси можна зробити висновок, що отримана нами нова фаза ідентична фазі *E* – *BN* [2, 3].

Безперечно, що *E* – *BN* – це фуллеритоподібна фаза по Бацанову (1998 р. [5]) і Покропивному (1999 р. [6]). Покропивний із співавторами [6] вперше встановили, що *E* – *BN* – це фуллеритоподібна фаза (названа ними «фулборенітом»), у вузлах елементарної комірки якої розміщені фуллереноподібні молекули (названі ними «фулборенами») $B_{12}N_{12}$. Всі наступні роботи Покропивного з розрахунками і експериментами підтверджують це [6] припущення.

Таблиця 1 – Рентгенівські дані зразків

№ пп	d, Å	d, Å	d, Å	d, Å	[3]	[3]	[1]	[1]	[4]	[3]	[3]	[3]
№ пп	№27	№28	№32	№33	№4	1, %	d, Å	I, відн.	d, Å	Hkl	d, Å	2 θ , CuK α
1					8,04	8				100	10,88	
2					7,25	5				110	7,691	11,50
3	6,02	6,03	6,07	6,03	6,03	78	6,28	10	6,146	111	6,280	14,10
4	5,87	5,71	5,65	5,72						200	5,439	16,30
5					5,19	7	4,85	2		210	4,864	18,24
6							4,25	1		211	4,441	20,00
7	4,14	4,16	4,14		4,13	15						21,46
8	3,97		3,88		3,95	15	3,85	5	3,86	220	3,846	23,12
9	3,52	3,50	3,51		3,51	12	3,54	2		300	3,626	24,56
10							3,36	1		300	3,440	25,90
11							3,22	10		311	3,280	27,18
12	3,18	3,18	3,18	3,18	3,19	100	3,04	2	3,189	222	3,140	28,42
13	3,02	3,01		3,01	3,03	11	2,983	2	2,981	320	3,017	29,61
14	2,92	2,91	2,91	2,91	2,91	9				321	2,907	30,76
15	2,82			2,86			2,784	2	2,779			31,73
16					2,72	4	2,686	5	2,689	400	2,719	32,94
17	2,59	2,59	2,58	2,58	2,59	5				410	2,638	33,98
18	2,55	2,57	2,56	2,56	2,54	4	2,567	1	2,570	411	2,564	35,00
19										311	2,495	36,00
20							2,430	1	2,428	420	2,432	36,96
21	2,30	2,30	2,30	2,30	2,29	4	2,298	1		421	2,374	37,90
22	2,23	2,24	2,23	2,23	2,24	8	2,201	5	2,239	422	2,220	40,64
23										430	2,175	41,52
24		2,09	2,09	2,09	2,08	4	2,076	5		333	2,093	43,22
25		1,999	1,996		2,02	3				432	2,020	44,87
26			1,986		1,961	2				521	1,986	45,68
27					1,933	3	1,955	5		440	1,923	47,08
28							1,901	1		522	1,893	48,06
29		1,827	1,820							600	1,813	50,32
30			1,815		1,752	3	1,769	1		532	1,764	51,82
31	1,685	1,685	1,683	1,69	1,685	4	1,696	2		620	1,720	53,26
32			1,671						1,666	533	1,659	55,38
33	1,568	1,592	1,591	1,59	1,590	3			1,593	444	1,570	58,82

Література:

1. Бацанов С.С., Блохина Г.Е., Дерibas А.А. Действие взрыва на вещество. Структурные изменения нитрида бора // Журн. струк. Химии, 1965. – 6, № 2. – С. 227...232.
2. Burhan A.A., Smoljar A.S., Schur D.V., Rohozinskaja A.A., Khomenko B.S., Bloschanevich A.M., Nesterenko Yu.V. Synthesis of E – BN phase by self-propagating high-temperature synthesis (HTS). Abstract Conference “Nanotechnology and nanomaterials” (Nano-2013) 25 August...1September 2013, BUKOVEL, Ukraine, – Lviv, Eurosvit, 2013. – P. 192.
3. Покропивный В.В., Смоляр А.С., Покропивный А.В. Флюидный синтез и структура новой полиморфной модификации нитрида бора – гипералмазного фулборенита ГАФ-B₁₂N₁₂ (E-фаза) // ФТТ, 2007. – Т.49. – Вып.3. – С. 562...568.
4. J.B.Wang, X.L. Zhong, C.Y. Zhang, B.Q. Huang, G.W. Yang. Explosion phase formation of nanocrystalline boron nitrides upon pulsed-laser-induced liquid/solid interfacial reaction // J.Mater.Res, 2003. – №18. – P. 2774...2778.
5. Бацанов С.С. E-фаза – это фуллерен / Физика горения и взрыва. – 34, 117 (1998).
6. Фуллерены и фуллериты из BN – фулборены и фулборениты / В.В. Покропивный, А.В. Покропивный, В.В. Скороход, А.В. Курдюмов // Доповіди НАН України, 1999. – № 4. – С. 112...117.

Южда Ю.В.
(НТУУ «КПІ», м. Київ)
ДОСЛІДЖЕННЯ НАДПРОВІДНОСТІ У СПОЛУЦІ $YBa_2Cu_3O_7$
ЗА ЕФЕКТОМ МЕЙСНЕРА

Надпровідність – надзвичайно цікаве й деякою мірою загадкове фізичне явище, практичне застосування якого має принести людству незліченні здобутки. Надпровідний струм є бездисипативним, тобто при протіканні постійного струму в надпровіднику не виникають звичайні резистивні втрати. Це причина, завдяки якій використання надпровідних пристроїв виявляється одним з найбільш важливих і перспективних шляхів енергозбереження. Оцінки показують, що застосування надпровідності дозволить зменшити втрати під час генерації, передачі, трансформації та використання електроенергії з приблизно 30...35% до 1...2%, що рівнозначне побудові кількох нових потужних електростанцій в Україні. Сьогодні надпровідність – це одна з найбільш досліджуваних областей фізики, явище, що відкриває перед інженерною практикою серйозні перспективи. В наш час розширюється використання явища надпровідності для турбогенераторів, електродвигунів, уніполярних машин, топологічних генераторів, жорстких і гнучких кабелів, комутаційних пристроїв, магнітних сепараторів, транспортних систем і багато іншого. Слід також відзначити важливий напрям в роботах по надпровідності – створення вимірювальних пристроїв для вимірювання температур, витрат, рівнів, тиску і т.д.

Механізм надпровідності відповідає закономірностям взаємодії частинок у плазмі. Протилежні за кольоровим зарядом електрони притягуються і утворюють зв'язаний стан у вигляді нових квантових частинок комптоновських розмірів.

Частинки вібрують з ленгмюрівською хромоплазменною частотою, дебаївською амплітудою і одночасно розсіюються одна на одній. Розсіювання відбувається під кутом, тому періодично виникає кутовий момент і, відповідно, імпульсне обертання навколо центра розсіювання. Відцентрова сила виштовхує частинки у вільний простір кристалу, де вони зосереджуються, утворюючи зону надпровідності у вигляді каналу з вігнерівською структурою. Електронні струни є двохвимірними об'єктами. За допомогою електронних струн забезпечується хімічний зв'язок та двохвимірна структура матеріалу в графені, а у ВТНП – яскраво виражена шарувата структура. В КТНП характерна структура мікроплазменних каналів, утворених електронними надпровідними струнами. Якщо до мультиелектрона, який знаходиться у надпровідному каналі, прикласти електричне поле, то вони забезпечують направлений рух заряду без опору, тобто утворюється надструм. Щоб виникли мультиелектрони, потрібні спеціальні умови. Наприклад, можна створити провідник у вигляді шарів металу та ізолятора. Тоді такий провідник стає надпровідником без охолодження.

Енергія зв'язку мультичастинки визначається балансом сил відштовхувальних і притягання. Особливості механізму утворення її такі, що кольоровий і відцентровий короткодіючі потенціали постійні, а утворення зв'язаного стану залежить тільки від величини дальнодіючого ефективного кулонівського заряду електрона. Максимальне значення цього заряду, при якому ще спостерігається зв'язаний стан частинок, визначається з уязаного балансу і дорівнює $q(me) = 1,41e$, що менше $2e$. Таким чином, два електрони зі спільним зарядом $2e$ в звичайних умовах не утворюють зв'язану куперівську пару. Встановлене критичне значення ефективного заряду $q(me) < 1,41e$ є першою умовою

надпровідності. Другою умовою цього критерію є значення відстані між te у вігнерівській структурі надпровідного каналу.

Воно має бути таким, щоб орбіталі перекривалися і забезпечувалася телепортація від частинки до частинки. Крім того, має бути забезпечена автономність структури Вігнера (електронної підрешітки), яка досягається при $q(me) > 1e$ і визначається за різким зменшенням фонових коливань (аномалія Кона).

Виготовлення надпровідника $YBa_2Cu_3O_7$. 1,13 г оксиду ітрію, 3,95 г вуглекисло-го барію, 2,39 оксиду міді змішати в ступці, отриману суміш відпалити при $950^\circ C$ протягом 12 год. Охолодити і знову змішати в ступці. Спресувати порошок в таблетки і знову відпалити при тій самій температурі протягом того ж часу, тільки тепер з обов'язковою подачею кисню в піч. Повільно охолодити таблетки (100 град/год). Вказана кількість вихідних компонентів дозволяє отримати близько 7 г надпровідника $Y-Ba-Cu-O$, і приблизно 5 таблеток діаметром 1 см і товщиною 1 мм. Бажано отримати матеріал з формулою $YBa_2Cu_3O_7$.

Ефект Мейснера – це явище швидкого згасання магнітного поля в надпровіднику. Надпровідник є ідеальним діаманетиком. У магнітному полі в надпровіднику індуються макроскопічні струми, які створюють власне магнітне поле, яке повністю компенсує зовнішнє. Це явище, відкрите в 1933 році німецькими фізиками Вальтером Мейснером та Робертом Охзенфельдом, отримало назву ефекта Мейснера. Ефект Мейснера руйнується в сильних магнітних полях. В залежності від типу надпровідника, надпровідний стан при цьому або зникає повністю (так звані надпровідники першого роду), або ж надпровідник розбивається на нормальні й надпровідні області (надпровідники другого роду).

На рис. 1 показано залежність опору $YBa_2Cu_3O_7$ від температури. На рис. 2 показано кристалічну будову $YBa_2Cu_3O_7$.

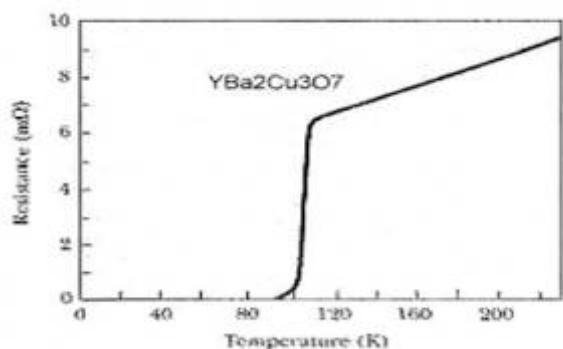


Рис. 1. Залежність опору $YBa_2Cu_3O_7$ від температури

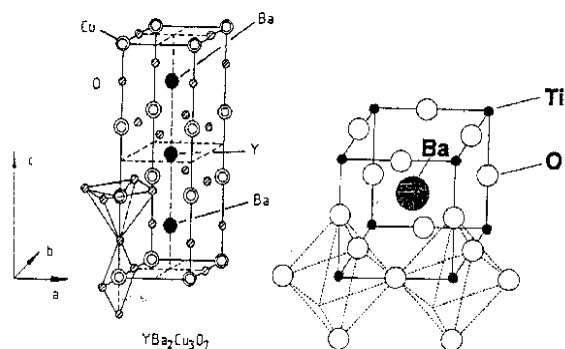


Рис. 2. Кристалічна будова $YBa_2Cu_3O_7$

Література:

1. Dirk van Delft and Peter Kes The Discovery of superconductivity (англ.) // Physics Today, 2010. – Vol. 63. – P. 38...43.
2. P. Drozdov, M.I. Eremets, I.A. Troyan, V. Ksenofontov, S.I. Shylin. Conventional superconductivity at 203 Kelvin at high pressures in the sulfur hydride system (англ.) // Nature, 2015.
3. В.Л. Гинзбург, Е.А. Андрюшин. Глава 1. Открытие сверхпроводимости // Сверхпроводимость. – 2-е издание, переработанное и дополненное. – М.: Альфа, 2006.

Юшков А.Г., Лахтадир С.Л., Несін В.В.

(ІСТЕ СБУ, м. Київ)

**ОСОБЛИВОСТІ ВИКОРИСТАННЯ МАТЕРІАЛУ STURODUR В ЯКОСТІ
ТРАНСПОРТНОГО ТА ЕКСПЛУАТАЦІЙНОГО ПАКУВАННЯ
БАГАТОЕЛЕМЕНТНИХ МАЛОГАБАРИТНИХ ВИРОБІВ: ЗДАТНІСТЬ ДО
ОБРОБКИ, ДЕФЕКТИ, КОНТРОЛЬ ЯКОСТІ**

E-mail: witnes@ukr.net

Як пакування виробів машинобудівної, приладобудівної, електротехнічної промисловості широко застосовуються полімерні гідрокарбонатні матеріали з властивостями компенсації періодичних та раптових транспортних навантажень за рахунок широкого діапазону пластичних деформацій. Такими матеріалами є пінопласти, спресовані з окремих дрібнофракційних ($\varnothing 2 \dots 4$ мм) елементів, пінополіетилен, стуродур, поролон, пакувальний дво- та багатошаровий поліетилен із заповненими повітрям елементами і таке інше. Кожен із перерахованих матеріалів відрізняється особливостями оброблення різанням, оброблення нагрітим інструментом, слюсарного оброблення, різною здатністю до утворення дефектів, наявністю можливих внутрішніх дефектів виробництва матеріалів.

Стуродур пропонується як найбільш технологічний з точки зору пакування малогабаритних багатоелементних виробів приладобудування, які випускаються штучно або малими партіями із застосуванням універсального багатофункціонального обладнання. Цей матеріал не призначений безпосередньо для використання в якості пакування, але відрізняється доброю здатністю до оброблення різанням (фрезерування, свердління тощо). Має достатні пружні властивості, добре піддається слюсарному обробленню. Завдяки своїй однорідній дрібнопористій структурі зберігає ізотропні механічні властивості.

Характерними дефектами оброблення стуродуру різанням є:

- 1) значна шорсткість;
- 2) задирки;
- 3) невідповідність форми.

Значна шорсткість після оброблення має позитивну практичну фрикційну властивість – дозволяє надійно фіксувати елементи виробу в упаковці.

Задирки добре видаляються обробленням поверхонь та граней шліфувальною тканиною чи папером з малим зерном – в процесі слюсарного оброблення після фрезерних операцій.

Кваліфіковане виконання оброблення різанням та підвищення культури виробництва дозволяє зменшити невідповідність форми встановленим у технічній документації вимогам.

Пакування використовується як складова частина протягом усього терміну експлуатації виробу загалом. Стуродурові вкладки з пазами під елементи малогабаритних виробів та виборками під захват рукою, виконаними відповідно до антропометричних та ергономічних вимог [1], розміщуються у більш жорстких корпусах пакування, коробах або інших ємностях, як стандартних так і виготовлених спеціально.

Контроль якості пакування із стуродуру бажано проводити органолептичними методами, зокрема візуально-оптичним. Достатнім для контрольних робіт є II кваліфікаційний рівень фахівця з неруйнівного контролю (НК). Можливою системою сертифікації для атестації фахівців НК є описана у ISO 9712:2012 [2] процедура.

Висновками за проведеною науково-практичною роботою є наступне: стуродур піддається різним варіантам оброблення, має гарні компенсаційні та фіксувальні властивості і може використовуватися як матеріал для пакування. Дефекти оброблення матеріалу добре виявляються візуально-оптичним методом неруйнівного контролю та видаляються слюсарним обробленням.

Література:

1. ДСТУ 7234:2011 Національний стандарт України. Дизайн і ергономіка. Обладнання виробниче. Загальні вимоги дизайну та ергономіки.
2. ISO 9712:2012 Міжнародний стандарт. Неруйнівний контроль – Кваліфікація та сертифікація персоналу з неруйнівного контролю [Текст]: – чинний від 2012-06-15. – Женева: Міжнародна організація зі стандартизації, 2012. – 43 с.

Яким Р.С.¹, Яким І.С.²

**(¹ДДПУ ім. І.Франка, м. Дрогобич, ²ІФНТУНГ, м. Івано-Франківськ)
ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ ЯКІСНИХ КОНСТРУКТОРСЬКИХ ПОКАЗНИКІВ
ЦЕМЕНТОВАНИХ ШАРОШОК ТРИШАРОШКОВИХ БУРОВИХ
ДОЛІТ ВДОСКОНАЛЕННЯМ ТЕХНОЛОГІЇ ЇХ ВИГОТОВЛЕННЯ**

E-mail: Jakym.r@online.ua

Досягнення високих експлуатаційних показників тришарошкових бурових доліт неможливе без підвищення вимог до якості матеріалів і їх зміцнення, вдосконалення технології долотобудування. Застосування існуючої технології, яка включає повторні нагрівання після цементації веде до непрогнозованого виникнення деформацій та викривлень шарошок бурових доліт. Все це нівелює якісні конструкторські параметри, отримані як на попередніх, так і на наступних (викінчувальних) операціях механічного оброблення. З цією метою вивчали вплив ХТО на відхилення від номінальних розмірів порожнин шарошок (сталь 14ХНЗМА) різних типорозмірів бурових доліт. Зокрема вимірюванням були піддані партії (в кожній 30 шт) шарошок бурових доліт діаметром 224,5; 444,5; 490 мм. Вивчення взаємозв'язку між конструкторськими параметрами шарошок та їх схильністю до деформацій показав таке. Для доліт діаметром 224,5 мм, у яких шарошки виконуються під вставне породоруйнівне оснащення, максимальне відхилення розмірів фіксували на шарошках №3. В шарошках із фрезерованим породоруйнівним оснащенням максимальні відхилення виявлено в шарошках №1 та №2. У всіх шарошках максимальні відхилення розмірів зафіксовано на великій роликовій біговій доріжці (ВБД) та на кульковій біговій доріжці (КБД).

Аналізом відхилень від номінальних розмірів у різних точках перерізу бігових доріжок встановлено [1], що після операції механічного оброблення зміцнений шар буде мати неоднорідну товщину. У окремих місцях товщина цементованого шару може зменшуватися до 0,1...0,3 мм. Відтак виникають ділянки бігових доріжок з різко пониженою концентрацією вуглецю й твердістю, що різко знижує контактну витривалість опор доліт. Шліфування порожнин шарошок із значними відхиленнями розмірів від номінальних спричиняє утворення припалів, мікротріщин на бігових доріжках. У ділянці бігової доріжки КБД шарошки виникають небезпечні перерізи. Неоднаковість товщини загартованого шару, мікротріщини в ньому (рис. 1) ведуть до розколювання тіла шарошок ще на першій годині роботи долота на вибої.



Рис. 1. Загальний вигляд темплета шарошки з тріщиною на глибину 2,1 мм вздовж цементованої кулькової бігової доріжки (товщина цементованого шару 1,3...1,6 мм)

Висновок: Критеріями якості загартованих шарів КБД та ВБД є висока тріщиностійкість та контактна витривалість. Токарне оброблення порожнин шарошок також супроводжується проблемами через збільшення

вібрацій, зниження стійкості токарних різців. За таких умов важко досягти високої якості конструкторських показників бігових доріжок. Це також різко знижує довговічність опор доліт. Отримані дані обґрунтовують необхідність висунення підвищених вимог щодо якості технології механічного оброблення КБД та ВБД. Мають забезпечуватися висока однорідність фізико-механічних показників зміцнених шарів, стала товщина цементованих шарів тощо.

Література:

1. Яким Р.С. Забезпечення якісних конструкторських показників цементованих шарошок тришарошкових бурових доліт вдосконаленням технології їх виготовлення / Р.С. Яким, Ю.Д. Петрина, І.С. Яким // Розвідка та розробка нафтових і газових родовищ, 2014. – № 1 (50). – С. 33...43.

Ямшинський М.М., Самарай В.П., Алексеєнко Ю.
(НТУУ «КПІ», м. Київ)

ОПТИМІЗАЦІЙНА МОДЕЛЬ РОЗРАХУНКУ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ СТАЛІ ЗА ЗАДАНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ

E-mail: samaraj@ukr.net

Жаростійкі сталі, які використовують для виготовлення литих деталей, що працюють в агресивних середовищах при температурах до 1300 °С, повинні мати не тільки високі експлуатаційні характеристики (окалиностійкість, термостійкість і жаростійкість), але і задовільні технологічні властивості.

Відсутність у літературі чітких рекомендацій щодо оптимального хімічного складу, температурних режимів виплавлення та розливання хромоалюмінієвих сталей є значним гальмом на шляху до впровадження їх у виробництво, незважаючи на високі експлуатаційні характеристики цих сплавів.

У роботі зроблена спроба на підставі вивчення ливарних властивостей жаростійких сталей визначити їх оптимальний хімічний склад, який максимально відповідав би вимогам щодо механічних і експлуатаційних характеристик, а технологічні властивості сприяли б виготовленню високоякісних виливків особливо відповідального призначення.

Саме з метою проведення теоретичних розрахунків, обчислювальних експериментів, отримання, накопичення експериментальних даних власних досліджень, їх аналізу та синтезу на їх основі оптимальних складів сталей розроблено концепцію побудови, а також методичне, алгоритмічне й програмне забезпечення програмного комплексу як багатофункціональної інтегрованої системи (ІС) для **рішення зворотної задачі моделювання**, тобто для визначення (діагностики) хімічного складу сталі за її заданими властивостями методом оптимізації (табл. 1).

За основу взята оптимізаційна модель теорії моделювання і системного аналізу. Модель складається з двох частин – критерію оптимізації та системи обмежень.

Для реалізації моделі і програми визначення необхідного хімічного складу сталі методом оптимізації її властивостей попередньо було створено банк даних, для якого використано дані понад 50 плавок сплавів з високим вмістом хрому, алюмінію, титану тощо.

Нижче представлена таблична форма математичної моделі і системи діагностики. Як основа оптимізаційної моделі попередньо створено низку регресійних моделей залежності властивостей сталі від її хімічного складу для рішення прямої задачі моделювання – для прогнозування: рідкотекучість, лінійна усадка, площа тріщини, повна об'ємна усадка, об'єм порожнин, тимчасовий опір розриванню, ударна в'язкість, твердість. Наявність дев'яти регресійних моделей дозволяє створити цілий комплекс (систему) з дев'яти оптимізаційних (діагностичних) моделей для визначення хімічного складу сталі і користуватися кожною з них, попередньо визначаючи, яка з регресійних моделей виконуватиме роль критерію оптимізації. При цьому всі інші регресійні моделі виконуватимуть роль системи обмежень оптимізаційної моделі. Наявність цілого комплексу (системи) з дев'яти оптимізаційних (діагностичних) моделей для визначення хімічного складу сталі надає наступні можливості і переваги:

а) визначення рейтингу відповідності ливарним властивостям, а відповідно і рейтингу відповідності хімічного складу сталі її основним властивостям;

б) можливість дослідження і визначення необхідного хімічного складу сталі з різних точок зору, тобто в залежності від зміни основної регресійної моделі в ролі критерію оптимізації, що надає можливість визначення хімічного складу для забезпечення в першу чергу вимог ливарної властивості, яка перебуває в моделі як критерій оптимізації;

в) можливість усереднювати результати обчислювальних експериментів за даними всіх дев'яти оптимізаційних моделей з різними ливарними властивостями в ролі критерію оптимізації;

- г) можливість реалізації стратегії обчислювальних експериментів у вигляді багато-варіантного аналізу;
 - д) можливість реалізації різних методів математичної оптимізації;
 - е) можливість реалізації оптимізаційних моделей у лінійній і нелінійній постановках;
 - ж) можливість реалізації у детермінованій або стохастичній постановці.
- Модель реалізована в електронних таблицях програмного пакету MS EXCEL (рис. 1, 2). Для реалізації оптимізаційної моделі задіяна стандартна функція «Пошук рішення». Математична оптимізаційна модель і система розрахунку показала повну працеспроможність.

Критерій оптимізації	0,4733	-0,0032	-0,0105	0,0096	-0,0143	0,02519	-0,05392	1,78514	3,724	-0,00047	0,00025	0,17					
ударна в'язкість																	
		x1	x2	x3	x4	x5	x6	x7	x8	x9	x10						
		13,00	0,01	0,81	0,00	0,22	0,29	0,025	0,021	1628,4	1553,6	0,17					
ОБМЕЖЕННЯ	a0	a1	a2	a3	a4	a5	a6	a7	a8	a9	a10	Ліва частина	У ОБМЕЖ	Права частина	Ліва частина	ОБМІ	Права частина
Рідкотекучість, мм	-594,247	7,285	10,373	-149,27	-66,397	-83,65	-65,854	1789,74	6585,813	0,23293	0,28438	344	<=	670	344	>=	290
Лінійна усадка	-3,85	-0,0458	0,0365	-0,2562	-0,034	-0,14668	0,06714	-3,1013	0,9614	0,00447	7,9E-10	2,56	<=	2,95	2,55623	>=	1,66
площа тріщини	-8,55	-0,1014	0,1506	-0,8359	-0,1024	-0,5298	0,656582	-14,6269	-20,64597	0,00673	0,00154	2,08	<=	3,71	2,0758	>=	0,12
повна об'ємна усадка	48,03	0,257	0,29	4,7333	0,808	-1,023	0,9547	-81,5816	-107,5436	-0,01397	-0,0123	9,14	<=	15,2	9,1351	>=	7,14
об'єм пустот	-27,46	0,0855	0,1219	4,2429	0,6057	-0,38351	-0,26769	7,731979	-19,5304	0,0213	-0,0028	7,08	<=	9,05	7,08429	>=	4,85
об'єм раковин	-35,47	0,07785	0,1093	-2,55	-0,85	-0,77	0,069	-18,923	26,374	0,0228	-0,0003	0,07	<=	4,05	0,06551	>=	0,05
Тимчасовий опір розриванню	3548,47	-7,633	-26,009	23,542	37,519	48,478	-126,34	-119,442	6973,55	-2,345	0,46348	485,00	<=	485	485	>=	117
ударна в'язкість	0,4733	-0,0032	-0,0105	0,0096	-0,0143	0,02519	-0,05392	1,78514	3,724	-0,00047	0,00025	0,17	<=	0,17	0,17	>=	0,02
Твердість	-555,756	0,3246	3,977	70,48	28,56	-74,844	44,72	2104,44	800,677	0,0805	0,3544	253	<=	365	253	>=	176
		13	0,01	0,08	0	0,22	0,29	0,019	0,018	1600	1530						
		37	7,4	0,81	1,52	0,79	0,75	0,025	0,021	1640	1580						

Рис. 1. Приклад оптимізаційної моделі розрахунку хімічного складу сталі та температур розігріву та заливання в залежності від основної регресійної моделі «Ударна в'язкість» в ролі критерію оптимізації

Критерій оптимізації																	
Рідкотекучість, мм	-594,247	7,285	10,373	-149,27	-66,397	-83,65	-65,854	1789,74	6585,813	0,23293	0,28438	670					
		x1	x2	x3	x4	x5	x6	x7	x8	x9	x10						
		37,00	6,54	0,33	0,00	0,22	0,29	0,025	0,021	1636,1	1580	670					
ОБМЕЖЕННЯ	a0	a1	a2	a3	a4	a5	a6	a7	a8	a9	a10	Ліва частина	У ОБМЕЖ	Права частина	Ліва частина	ОБМІ	Права частина
Рідкотекучість, мм	-594,247	7,285	10,373	-149,27	-66,397	-83,65	-65,854	1789,74	6585,813	0,23293	0,28438	670	<=	670	670	>=	290
Лінійна усадка	-3,85	-0,0458	0,0365	-0,2562	-0,034	-0,14668	0,06714	-3,1013	0,9614	0,00447	7,9E-10	1,85	<=	2,95	1,85361	>=	1,66
площа тріщини	-8,55	-0,1014	0,1506	-0,8359	-0,1024	-0,5298	0,656582	-14,6269	-20,64597	0,00673	0,00154	1,11	<=	3,71	1,11221	>=	0,12
повна об'ємна усадка	48,03	0,257	0,29	4,7333	0,808	-1,023	0,9547	-81,5816	-107,5436	-0,01397	-0,0123	14,45	<=	15,2	14,4539	>=	7,14
об'єм пустот	-27,46	0,0855	0,1219	4,2429	0,6057	-0,38351	-0,26769	7,731979	-19,5304	0,0213	-0,0028	7,97	<=	9,05	7,97449	>=	4,85
об'єм раковин	-35,47	0,07785	0,1093	-2,55	-0,85	-0,77	0,069	-18,923	26,374	0,0228	-0,0003	4,05	<=	4,05	4,05	>=	0,05
Тимчасовий опір розриванню	3548,47	-7,633	-26,009	23,542	37,519	48,478	-126,34	-119,442	6973,55	-2,345	0,46348	117,00	<=	485	117	>=	117
ударна в'язкість	0,4733	-0,0032	-0,0105	0,0096	-0,0143	0,02519	-0,05392	1,78514	3,724	-0,00047	0,00025	0,02	<=	0,17	0,02453	>=	0,02
Твердість	-555,756	0,3246	3,977	70,48	28,56	-74,844	44,72	2104,44	800,677	0,0805	0,3544	262,99	<=	365	262,992	>=	176
		13	0,01	0,08	0	0,22	0,29	0,019	0,018	1600	1530						
		37	7,4	0,81	1,52	0,79	0,75	0,025	0,021	1640	1580						

Рис. 2. Приклад оптимізаційної моделі розрахунку хімічного складу сталі та температур розігріву та заливання і параметри критерію оптимізації і системи обмежень в залежності від основної регресійної моделі «Рідкотекучість» в ролі критерію оптимізації

Ямшинський М.М., Федоров Г.Є.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

ОКАЛИНОСТІЙКІСТЬ ХРОМОАЛЮМІНІЄВИХ СТАЛЕЙ ЗАЛЕЖНО ВІД ВМІСТУ ВУГЛЕЦЮ, ТИТАНУ ТА РЗМ

На довговічність литих деталей, що працюють в умовах високих температур, вирішальний вплив справляють процеси їх взаємодії з робочим середовищем. Найпоширенішим видом взаємодії є окиснення. Роль процесів окиснення з точки зору жаростійкості для сплавів на основі заліза величезна.

Авторами встановлено, що із збільшенням вмісту вуглецю в жаростійких сталях їх окалиностійкість знижується, оскільки зменшується концентрація хрому в легованому фериті внаслідок витрат його на утворення карбідів, а отже скорочується кількість іонів хрому, які дифундують до поверхні виробу та утворюють захисну оксидну плівку Cr_2O_3 . Унаслідок цього послаблюються загальні захисні властивості оксидної плівки навіть за умови відносно високої (1,5...2,0%) концентрації алюмінію в сталі.

З іншого боку необхідно брати до уваги, що підвищення вмісту вуглецю в сталях підвищує основну їх ливарну характеристику – практичну рідкотекучість – та дещо покращує механічні властивості, що для високолегованих сталей з крупнозерниною структурою дуже важливо.

Досліджено спільний вплив вуглецю в діапазоні концентрацій від 0,08 до 0,81% та титану – до 0,63% – на окалиностійкість хромоалюмінієвої сталі з вмістом 30% хрому та 2% алюмінію. Сприятливу дію титану на окалиностійкість можна пояснити тим, що окрім вивільнення частини хрому, який мав би утворювати карбіди, здійснюється утворення окалини за участю оксидів титану. Така оксидна плівка має високі захисні властивості. Крім того, легування сталі титаном знижує дифузійну рухомість заліза в фериті й зменшує кількість його оксидів в окалині, яка утворюється на поверхні виробу. Це підтверджено мікροхімічним аналізом оксидних плівок: за вмісту 0,25% титану в сталі виявлено 0,5...0,6% його оксидів, а вміст оксидів заліза, в порівнянні з окалиною, яка утворюється на зразках із сталі без титану, зменшився з 2,35...2,60 до 1,60...1,75%.

Для хромоалюмінієвої сталі з середнім вмістом вуглецю (0,30...0,40%) оптимальною добавкою титану можна вважати 0,25...0,45%.

Досліджено окалиностійкість сталей, в яких вміст вуглецю змінювали від 0,08 до 0,88%. Дослідження виконували за температур 1200 та 1300 °C протягом 100 та 500 годин.

Установлено, що із збільшенням вмісту вуглецю в сталі її окалиностійкість знижується – утрати маси підвищуються. Це пов'язано з тим, що вуглець сприяє утворенню більшої кількості карбідів хрому, а твердий розчин – легований ферит – збіднюється хромом. Структура сталі стає неоднорідною, змінюється склад окалини, в ній зменшується кількість Cr_2O_3 та знижуються її захисні властивості.

Разом з тим слід відзначити, що за вмісту вуглецю 0,25...0,30% окалиностійкість сталі практично не змінюється, оскільки витрати хрому на утворення карбідів невеликі, а склад захисної оксидної плівки залишається майже без змін. З підвищенням вуглецю до 0,35...0,45% на поверхні зразка утворюється менш щільна окалина, яка легко відшаровується, особливо в місцях виходу на поверхню карбідних груп, які порушують однорідність окалини, зменшують міцність її зчеплення з поверхнею металу та знижують рівень захисних властивостей окалини.

Такі ж залежності щодо окалиностійкості сталей з високим вмістом хрому та алюмінію, тільки з вищими утратами маси зразків, одержано після випробовувань за температури 1300 °C.

На підставі аналізу результатів проведених досліджень встановлено, що з підвищенням температури випробовувань окалиностійкість хромоалюмінієвої сталі дещо знижується, але вона залишається досить високою. З таких сталей можна виготовляти литі

деталі, які будуть надійно працювати тривалий час за температур до 1300 °С за умови, що вміст титану буде знаходитися в межах 0,2...0,4%, а вуглецю – в межах 0,25...0,30%.

Рідкісноземельні метали (РЗМ) відомі як активні розкиснювачі, дегазатори, дефосфоратори та десульфуратори сталі. Крім того, вони можуть зміцнювати й ущільнювати оксидну плівку, роблячи її стійкішою до процесів відшаровування під час теплосмін поверхні виробу. Оскільки РЗМ суттєво покращують ливарні та механічні властивості хромоалюмінієвих сталей й враховуючи різні тлумачення в технічній літературі щодо їх впливу на жаростійкість сталей, нами вивчено їх дію на основну експлуатаційну характеристику – окалиностійкість – сталі 30Х30Ю2ТЛ з невеликою різницею вмісту хрому. Присадку РЗМ здійснювали додаванням фероцерію до 1,0% за розрахунком.

Установлено, що присадки РЗМ до 0,30...0,35% дещо покращують окалиностійкість сталей, причому для сталі з вищим вмістом хрому таке покращання зберігається до присадки РЗМ 0,45%. Подальше підвищення вмісту РЗМ призводить до різкого погіршення окалиностійкості й за вмісту 1,0% РЗМ ця характеристика майже вдвічі гірша, ніж сталі без РЗМ.

Візуальним аналізом поверхні зразків, які вміщують різну кількість РЗМ, установлено, що в середовищі перегрітого повітря за температури 1200 °С утворюється щільна світла плівка на зразках з невисоким вмістом (до 0,25%) РЗМ.

З підвищенням вмісту РЗМ плівка темнішає внаслідок збіднення її оксидами алюмінію та утворення дрібних (для сталей з вмістом РЗМ 0,3...0,6%) й крупних і малих виразок.

Такий вплив РЗМ можна пояснити великим об'ємом їх атомів, а також утвореними фазами за участю РЗМ, які різко гальмують, а в деяких місцях блокують окремі ділянки поверхні, на яких можливе утворення дрібних виразок.

Результати досліджень дають можливість зробити висновок, що збільшення присадки РЗМ понад 0,3% зменшує вміст Al_2O_3 в оксиді, а це, в свою чергу, впливає на зниження захисних властивостей оксидної плівки й призводить до зниження окалиностійкості. Такий вплив РЗМ можна пояснити більшим об'ємом атомів, які заповнюють порожнечи кристалічної ґратки оксидів і протидіють таким чином дифузії алюмінію до поверхні зразка. За вмісту РЗМ понад 0,6% на межі метал-оксид утворюється оксид SeO_2 , який ще більшою мірою протидіє дифузії алюмінію до поверхні розділу оксид-газове середовище.

Зміна кольору з підвищенням вмісту РЗМ дає змогу встановити зменшення кількості Al_2O_3 в окалині й появи в ній оксидів хрому та навіть заліза.

Підвищення вмісту РЗМ з 0,25 до 1,0% сприяє укрупненню феритного зерна, а понад 0,5% погіршує механічні властивості.

Виокремлення на межах зерен сполук РЗМ призводить до різкого погіршення окалиностійкості внаслідок розвитку міжкристалічної корозії. Окиснення металу починається в тому місці зразка, де знаходиться межа зерен або дефекти ґратки. Подальше окиснення відбувається вглиб зразка межами зерен з утворенням численних крупних і дрібних виразок.

Виокремлення тонких часточок оксиду в металевій фазі під час внутрішнього окиснення призводить до поверхневого зміцнення сплаву, утруднює рекристалізацію й ріст кристалів металу. Надзразкова окалина підвищує зчеплення із сплавом і цим сприяє покращанню термостійкості сплаву під час теплосмін виробу. Особливо ефективно діють у цьому напрямку церій та ітрій після додавання їх до хромоалюмінієвих сталей.

Таким чином установлено, що хромоалюмінієві сталі з урахуванням ливарних та механічних властивостей доцільно оброблювати РЗМ у кількості 0,15...0,25%, оскільки подальше підвищення його вмісту помітно знижує окалиностійкість сталей.

Ямшинський М.М., Федоров Г.Є.
(НТУУ «КПІ», м. Київ)

ДО ПИТАННЯ ТЕРМОСТІЙКОСТІ ХРОМОАЛЮМІНІЄВИХ СТАЛЕЙ

Аналізом експлуатації жаростійких деталей установлено, що вибір сплаву з високою окислювальною стійкістю є необхідним, але недостатнім для забезпечення тривалої їх роботи. Це пов'язано з тим, що більшість таких деталей у процесі експлуатації працюють з періодичними нагріваннями та охолодженнями, тобто піддаються теплосмінам в різних інтервалах температур. При цьому деталі виходять із ладу внаслідок руйнування після накопичення термічних напружин. Максимальні температурні напружини можуть перевищувати межу текучості сплаву й руйнувати матеріал деталі. За швидких нагрівань-охолоджень, внаслідок обмеженої теплопровідності сплаву, в об'ємі деталі виникають нерівномірні температурні поля, які й сприяють накопиченню термічних напружин, оскільки природній тепловий зміни розмірів деталі заважають її сусідні, які мають більше або менше нагріті зони.

Здатність деталей витримувати без руйнування значну кількість теплосмін є спеціальною характеристикою жаростійких сплавів. Процес руйнування сплавів в умовах теплосмін характеризують як термічну втоми, а опір сплаву термічній утомі – як термостійкість.

Характер руйнування деталей від термічної втоми дуже різноманітний і залежить від властивостей металу та умов експлуатації. Часто під час вибору матеріалу для жаростійких виливків не приділяють уваги впливу його термостійкості на довговічність експлуатації литих деталей. У цей же час реальний термін експлуатації більшості таких деталей нижчий часу, який обмежується окислювальною стійкістю сплаву, а виливки, які менше піддаються різким змінам температур, працюють довше, ніж ті, що частіше піддаються нагріванню-охолодженню.

Значення термостійкості сплаву посилюється з підвищенням робочих параметрів високотемпературного устаткування, особливо якщо це супроводжується збільшенням кількості теплосмін в часі під час експлуатації.

Відомо, що опір матеріалу термічній утомі значною мірою залежить від термоструктурних напружин, які виникають між окремими структурними складовими сплаву. Загальна термостійкість має бути тим вищою, чим вищі механічні властивості та теплопровідність сплаву за високих температур і чим нижчий коефіцієнт лінійного розширення.

Механізм і кінетику руйнування литих хромоалюмінієвих сталей в умовах теплосмін вивчали на зразках з різними хімічним складом і структурами (табл. 1).

Таблиця 1 – Хімічний склад досліджених сталей

Індекс сталі	Марка сталі	Хімічний склад, %					
		Cr	C	Al	Mn	Si	інші
1	30X25Л	22,3	0,36	–	0,52	1,05	–
2	40X25Ю1Л	24,4	0,40	1,06	0,57	1,10	–
3	40X25Ю1Л	25,5	0,38	0,98	0,55	1,12	0,15 Ce
4	40X25Ю3Т2Л	24,8	0,38	2,95	0,47	0,61	1,96 Ti
5	30X24Н12СЛ	24,6	0,29	–	0,67	1,35	13,10 Ni

Загальну закономірність термічної втоми досліджували на сталі 40X25Ю1Л (сталь 2, табл. 1), структура якої складається із фериту та карбідів і практично не змінюється під час нагрівання до 1100 °С. Механізм розвитку термічної втоми в цій сталі найпростіший.

Вплив фазових перетворень на швидкість термовтомного руйнування вивчали на зразках із сталі 30X25Л (сталь 1, табл. 1), яка в процесі нагрівання до 1100 °С має часткове $\alpha \rightarrow \gamma$

перетворення. Для вивчення впливу дисперсійних твердих часточок фаз округлої форми досліджували сталь із вмістом РЗМ (сталь 3, табл. 1). Дисперсійно зміцнену титаном сталь (сталь 4, табл. 1) також піддавали дослідженню, оскільки карбіди та карбонітриди титану мають гострокутну форму. Процес термічної втоми сталей із зміцненим твердим розчином досліджували з використанням хромонікелевої сталі (сталь 5, табл. 1).

Дослідженнями зміни структури металу встановлено, що процес руйнування зразків можна розділити на декілька стадій, яким притаманні свої механізми розвитку процесів руйнування.

Перша стадія термічної втоми являє собою область початкового деформаційного зміцнення. Сутність цього процесу полягає в тому, що деформація в структурі розподіляється нерівномірно. Спочатку деформуються ті зерна, в яких внаслідок сприятливої орієнтації розвиваються найбільші сколювальні напружини. Деформація в режимі $20 \leftrightarrow 1100$ °C відбувається внаслідок тонкого ковзання. Крім того, за швидкого нагрівання до 1100 °C відбуваються швидкі процеси релаксації напружин.

Таким чином, перша стадія термічної втоми характеризується вирівнюванням пластичної деформації окремих зерен сталі. Прямих ознак руйнування матеріалу на цій стадії не спостерігається. Але локалізація пластичної деформації на першій стадії в окремих зернах сталі утворює передумови для ранішого зародження в них перших дефектів термічної втоми внаслідок вичерпання місцевого ресурсу пластичності сталі.

Відомо, що термічна втома металів і сплавів є результатом спільного протікання в матеріалі під впливом циклічних змінних температур і напружин процесів зміцнення та знеміцнення матеріалу. Такий процес найбільше виражений на другій стадії термічної втоми. Міжзеренне ковзання відбувається легко до того часу, поки на шляху руху граничних шарів металу не зустрінеться пограничне виокремлення, що важко піддається деформуванню. Для подальшого розвитку деформації зовнішні напружини мають бути збільшені. Це призводить до деякого зміцнення металу. Одним із головних процесів, який контролює ступінь зміцнення-знеміцнення металу на другій стадії, є швидкість зародження та дифузійна рухомість вакансій. Під час дослідження на термостійкість в області високих температур участь вакансій може бути суттєвою. Різке охолодження від високих температур (1100 °C) фіксує в металі підвищену концентрацію вакансій, рівновагу за максимальної температури циклу дослідження. Основним механізмом термічної втоми литої сталі на другій стадії є міжзеренне ковзання, а також зародження, дифузія та коагуляція точкових дефектів. Тривалість другої стадії, а відповідно, й загальна термостійкість сталі, значною мірою залежить від сил міжатомних зв'язків в кристалевій ґратці.

На початку третьої стадії виникають крупні пори на межі дотикання декількох зерен, тобто в місцях концентрації вакансій. При збільшенні розмірів таких пор понад 10...15 мкм стає можливим відривання зерен одного від другого з утворенням клиноподібних пор, які збільшуючись у розмірах, стають додатковими концентраторами напружин. Таке явище вказує на те, що в матеріалі закінчився запас пластичності в окремих макроскопічних об'ємах. Третя стадія термічної втоми обмежується такою деформацією, за якої окремі крупні пори утворюють суцільну тріщину.

Четверта стадія характеризується інтенсивним розвитком руйнування сталі внаслідок з'єднання окремих клиноподібних тріщин і розривання металевих перешийків між двома сусідніми межами, які насичені порами. Повне руйнування зразка відбувається внаслідок злиття тріщин в одну велику тріщину, яка поширюється через весь зразок або внаслідок втрати зразком механічної міцності. У деяких зразках спостерігається декілька зон руйнування, залежно від утворених меж концентрацій деформацій.

Таким чином, четверта стадія термічної втоми протікає внаслідок концентрації напружин і деформацій мікротріщинами термічної втоми.

Отже термостійкість сплаву є функцією всього комплексу механічних, фізичних, фізико-хімічних і технологічних властивостей, а для досягнення високої термостійкості необхідно дотримуватися правильно розробленої технології виготовлення виливків.

Ясинский А.А., Зеленый Б.Г., Бубликов В.Б., Зеленая Л.А.

(ФТИМС НАН України, г. Київ)

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРЕДМОДИФИЦИРУЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ И ПОЗДНЕГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА

Проведены исследования эффективности влияния позднего графитизирующего модифицирования ферросилицием ФС75, ферросиликокальцием СК30, ферросиликобарием СБ20 на структуру высокопрочного чугуна (ВЧ), с и без предмодифицирующей обработки исходного расплава в печи. Исходный расплав перед сфероидизирующей обработкой в ковше комплексным модификатором ЖКМК4Р подвергался предмодифицирующей обработке в печи графитовым порошком. Позднее модифицирование осуществляли в литейной форме в процессе заполнения её жидким чугуном, обработанным в ковше ЖКМК4Р. Модификаторы размещали в расположенной под стояком камере литейной песчано-глинистой формы.

Для микроструктурных исследований отливали ступенчатые пробы с толщиной ступенек от 1,5 до 15 мм. Эффективность позднего модифицирования определяли по степени сфероидизации графита (ССГ), изменению количества включений шаровидного графита, количеству феррита и цементита в структуре чугуна в центральном сечении ступенек пробы.

Проведенными исследованиями показано, что применение позднего модифицирования в сочетании с предмодифицирующей обработкой исходного расплава, а также только позднего модифицирования указанными модификаторами, позволяет значительно улучшить форму шаровидного графита (ССГ $\geq 90\%$) при граничном содержании $Mg_{ост}$ в чугуне.

Выявлен значительный рост количества включений графита в высокопрочном чугуне вследствие позднего его модифицирования в форме. Особенно это явление характерно для толщины ступенек 1,5...5 мм. По сравнению с базовым высокопрочным чугуном, количество включений шаровидного графита (шт/мм²) в чугуне ступенек толщиной 1,5...3 мм увеличилось при позднем модифицировании после предмодифицирующей обработки в 2...3,5 раза, а для толщин ступенек более 5 мм – в 1,5...2 раза. Позднее модифицирование жидкого базового высокопрочного чугуна ФС75 в ковше аналогично по своей эффективности действию ФС75 при модифицировании в форме. Из апробированных графитизирующих модификаторов меньшей эффективностью при толщине 1,5 мм обладает СБ20. Количество включений графита в 1,5 раза меньше в сравнении с чугуном, модифицированным ФС75 и СК30.

Предмодифицирующая обработка исходного расплава в печи позволяет повысить эффективность позднего модифицирования чугуна. Применение предварительной предмодифицирующей обработки исходного жидкого чугуна в печи перед обработкой его в ковше лигатурой ЖКМК4Р способствует увеличению количества включений графита после позднего модифицирования ФС75 на 16...30%; СК30 на 20...40%; СБ20 на 30...45%.

Образование цементитной фазы (эвтектического цементита) обнаружено во всех сечениях ступенчатой пробы, отлитой из базового ВЧ, без предмодифицирующей обработки исходного расплава в печи. Обработка жидкого чугуна после сфероидизирующего модифицирования графитизирующими модификаторами позволяет устранить образование цементита в структуре чугуна отливок с толщиной стенок более 3 мм. Предмодифицирующая графитизирующая обработка позволяет полностью устранить образование цементита в структуре высокопрочного чугуна.

Предмодифицирующая обработка способствует получению преимущественно ферритной структуры металлической основы ВЧ, особенно в тонкостенных отливках. Использование предмодифицирующей обработки и позднего модифицирования ВЧ способствует образованию до 70% феррита в структуре чугуна отливок с толщиной стенок 1,5...5 мм и ~ 80% в сечении 10...15 мм.

Martin Liepe, M.Sc.; Rüdiger Bähr Prof. Dr.-Ing. habil.

(Institute of Manufacturing Technology and Quality Management, Otto-von-Guericke-University Magdeburg, Germany)

A HOLISTIC CONSIDERATION OF WORK-ROLL CENTRIFUGAL CASTING IN NUMERICAL SIMULATION

E-Mail: martin.liepe@ovgu.de

Forming tools as rolls and roll-rings need to fulfill increasing requirements in the future. That is caused by the rising percentage of high strength steels for forming of pipes, wires and circular profiles. Simultaneously the roll-producing foundries are obligated to comply the demands of energy and resource efficiency, long lifetimes of tools as well as low material charges. Additional conditions are an ensured hardness of roll surface as well as high roll productivities and qualities. Currently rolls for forming are manufactured as monolithic parts by gravity casting, but a substitution of that manufacturing process by centrifugal casting connected with composite materials optimizes the castings concerning their mechanical properties and the reducing of cost-intensive materials. However, the percentage of iron-based rolls in Germany produced by centrifugal casting in 2014, was only 14,6 %. That low fraction is owed to the difficult process control, in spite of the obvious technical advantages as higher strengths and wearing properties as well as reduction of porosity and inhomogeneity. In opposition of conventional gravity casting in lost molds, centrifugal casting in dies is relatively insecure because a negligible process instability affects the casting properties in a negative way. Motivated by that, the necessity occurs to configure a manufacturing process which is robust, controllable and increasingly predictable. At this point the numerical simulation of that casting process sets, which has demand to develop a complete reproduction of mold filling, solidification and cooling of the casting rolls in order to generate appropriate manufacturing parameters.

In the course of last decades, the simulation of casting processes has evolved to a useful tool in process and part optimization in foundries considering nearly all casting processes and materials. However, modeling of centrifugal casting of thick-walled parts is very complex in view of the specific flow characteristics, the extensive heat balance as well as the long-lasting process duration compared with conventional casting operations. In the framework of a government-funded research project the centrifugal casting process of cast iron rolls is holistically highlighted. Therefor considerably preliminary assessments concerning the influence of die coating on heat transfer between die and melt are necessary. In addition to this a correlation between cooling conditions of melt and the subsequently linked microstructure as well as the mechanical properties will be implemented in the simulation software. The applied simulation software FLOW-3D for these investigations offers appropriate calculation and visualization methods especially concerning high melt dynamics and the resulting turbulent flows during casting process. Furthermore, by implementation of subroutines and criteria functions, the possibility exists to create demand-conforming simulation modeling and evaluation. That is suitable especially for centrifugal casting viewing the aspired aim to describe the very important hardness at the border area of work rolls already in the simulation. The consideration of cooling rate, which is necessary for these calculations, can be realized in the simulation based on local cooling-down of the melt via the following pouring and centrifugation interval.

Скрипник А.І., Гурія І.М.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

ЧАВУНИ ЗІ СПЕЦІАЛЬНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ

Чавуни зі спеціальними властивостями використовують в різних галузях машинобудування у тих випадках, коли вилівок крім міцності повинен мати ті чи інші специфічні властивості (зносостійкість, хімічної стійкістю, жаростійкістю тощо). Із великої кількості чавунів зі спеціальними властивостями наведемо в якості прикладів такі: магнітний, немагнітний, аустенітний, високолегований, високоміцний.

Магнітний чавун використовують для виготовлення корпусів електричних машин, рам, щитів та ін. Для цієї мети найкращим є феритний чавун із кулястим графітом.

Немагнітний чавун використовують для виготовлення кожухів і бандажів різних електричних машин. Для цього застосовують нікель-марганцевий чавун, що містить 7...10% Mn і 7...9% Ni, а також марганцево-мідястий чавун, в якому міститься 9,8% Mn і 1,2...2,0% Cu.

Застосовуються немагнітні чавуни у тих випадках, коли потрібно звести до мінімуму втрати потужності (кришки масляних вимикачів, кінцеві коробки трансформаторів, натискні кільця електромашин і т.д.) або коли необхідне мінімальне спотворення магнітного поля (стійки для магнітів тощо).

Аустенітний чавун має високі показники по кислотостійкості, лугостійкості і жароміцності. Прикладами цих чавунів є нірезіт, що містить 14% Ni, 2% Cr, 7% Cr і нікросірал з 5% Si, 18% Ni, 2% Cr тощо.

Нірезіт або високолегований чавун з каркасом карбіду, наприклад хромокремністий, частіше застосовують для вставок у верхню частину циліндрів. Ці чавуни, особливо карбіди, володіють поганою оброблюваністю. Використовують ці матеріали частіше для циліндрових втулок поршневіх машин малих і середніх габаритів.

Високоміцний чавун за багатьма показниками не лише не поступається перед вуглецевими та легваними марками сталі, але й у багатьох випадках значно перевищує їх.

Відкриття «карбідного ефекту» дозволяє крім магнію в якості модифікатора використовувати ітрію, гадоліній, церій, лантан, скандій, тербій, ітербій, стронцій та деякі інші сфероїдизатори графіту. Для практики особливий інтерес має кальцій. Кальцій, як і магній, також дає «карбідний ефект», зі своїми особливостями, які необхідно враховувати.

Суть «карбідного ефекту» зводиться до того, що в усіх випадках утворенню кулястого графіту передують утворення карбідів магнію, церію, ітрію у нікель-вуглецевих та кобальт-вуглецевих сплавах карбідів нікелю, кобальту та їх подальший розпад із зародженням та ростом графіту.

За допомогою таких модифікаторів розроблені технології отримання зносостійких гальмівних колодок для залізничного транспорту, гальмівних барабанів для автомобільного транспорту, тонкостінних відливок з високоміцного чавуну з кулястим графітом, надійних і довговічних робочих органів нафтодобувних та інших насосів, а також багато інших виробів.

Феденко М.А., Гурія І.М.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

ВПЛИВ МАРГАНЦЮ, ХРОМУ ТА, ТИТАНУ НА ВЛАСТИВОСТІ ЗНОСОСТІЙКОЇ СТАЛІ

Якість виливків та їх службові властивості залежать, в першу чергу, від технологічних процесів плавлення, позапічного оброблення металу, його розливання у форми, вибивання та термооброблення.

Зносостійкі сталі повинні мати високі міцність, в'язкість руйнування, теплопровідність і спроможність до утворення під час тертя міцних плівок вторинних структур. За наявності агресивних середовищ, підвищених температур і дії інших фізичних і хімічних факторів, що знижують міцність поверхні, опір зношуванню залежить від корозійної стійкості матеріалу, його жаростійкості та інших властивостей.

Високолеговані аустенітні сталі можуть бути частково замінені більш дешевими економнолегованими перлітно-карбідними сталями, близькими за своїм складом до евтектоїдного. Такий склад, при раціональному виборі технології плавлення і термічного оброблення дає можливість отримати структуру з перлітною матрицею, що забезпечує достатню міцність і ударну в'язкість, із невеликою кількістю карбідів, які підвищують абразивну стійкість без надрізувального, знижуючого ударну в'язкість, впливу на матрицю.

Виходячи із наведеного можна зробити висновки, що для оптимізації властивостей вуглецевих сталей необхідно дослідити вплив карбідоутворювальних елементів на структуру та властивості цих сталей.

Підвищення ударної в'язкості марганцевої сталі за умови збереження чи підвищення її зносостійкості можна досягти за рахунок економного легування недефіцитними елементами (С, Мп), а також легування та модифікування активними карбідоутворювальними та стабілізувальними аустеніт елементами (Cr, Ti, V), на властивості марганцевої сталі.

Результати дослідження показують, що найвища ударна в'язкість спостерігається в сталях, які вміщують вуглець на рівні 0,6% і марганець – до 2%, проте їх зносостійкість, у порівнянні із сталлю, що вміщує вуглець та марганець відповідно на рівні 0,6 та 0,3%, незначно відрізняється.

Марганець у сталі із зростанням його вмісту до 1,8% сприяє підвищенню степені дисперсності перліту, при цьому знижується кількість доевтектичного фериту або, відповідно, заевтектичних карбідів. Подальше підвищення вмісту марганцю небажане в зв'язку із зниженням пластичності сталі, хоча міцність – зростає.

Хром стабілізує аустеніт, а також є активним карбідоутворювачем. При введенні в сталь 1% хрому значно зростає відносна зносостійкість (від 1,0 до 1,32). При додаванні 3% хрому знижується ударна в'язкість. Отже найбільш задовільний комплекс властивостей має сталь з вмістом хрому до 2% .

Введення титану в межах 0,05...0,15% сприяє додатковому покращенню властивостей сталі, особливо зносостійкості, а після термічного оброблення забезпечує меншу схильність до перегрівання. Підвищення вмісту титану понад 0,15% знижує пластичність сталі, хоча зносостійкість і зростає.

Титан подрібнює структуру сталі, усуває стовпчасту будову виливків, підвищує твердість та зносостійкість.

Отже, найбільш задовільні результати щодо підвищення зносостійкості марганцевої сталі досягаються внаслідок комплексного легування та мікролегування.

Наведені результати дають можливість зробити висновок, що подальше покращення властивостей таких сталей можна досягти використанням режимів термічного оброблення.

Смірнова Я.О., Гурія І.М.

(НТУУ «КПІ»)

ВИГОТОВЛЕННЯ АРМОВАНИХ АЛЮМІНІЄВИХ ВИЛИВКІВ

Постійно зростаючі вимоги до сучасних конструкційних матеріалів (КМ) призводять до використання нових підходів до їх створення. Широким спектром таких матеріалів є литі композиційні матеріали, які мають необхідні експлуатаційні властивості: твердість, міцність, відносно видовження, зносостійкість, модуль пружності.

Існуючі КМ на основі заліза вже сьогодні доживають «свій вік» і людство більш інтенсивно освоює використання Al_2O_3 для отримання Al і на його основі виробництво різних композицій. Собівартість Al поступово знижується в міру удосконалення технології його отримання.

Можливості підвищення експлуатаційних характеристик металевих матеріалів традиційними методами оброблення розплавів майже вичерпані.

Два перспективних шляхи відкривають комбіновані матеріали, посилені або волокнами, або диспергованими твердими частинками. У перше в неорганічну металеву або органічну полімерну матрицю введені найтонші високоміцні волокна зі скла, вуглецю, бору, берилію, сталі або ниткоподібні монокристали. В результаті такого комбінування максимальна міцність поєднується з високим модулем пружності і невеликою щільністю. Саме такі композиційні матеріали є матеріалами майбутнього.

Армуючі наповнювачі сприймають основну частку навантаження композиційних матеріалів. За структурою наповнювача композиційні матеріали ділять на волокнисті (армовані волокнами і ниткоподібними кристалами), шаруваті (армовані плівками, платівками, шаруватими наповнювачами), дисперсноармуючі, або дисперснозміцнюючі (з наповнювачем у вигляді тонкодисперсних частинок). Матриця в композиційних матеріалах забезпечує монолітність матеріалу, передачу і розподіл напруги в наповнювачі, визначає тепло-, волого-, вогне- та хімічну стійкість. За природою матричного матеріалу розрізняють полімерні, металеві, вуглецеві, керамічні та інші композити.

Найважливішими технологічними методами виготовлення армованих матеріалів є:

- 1) просочення армованих волокон матричним матеріалом;
- 2) формування в прес-формі стрічок зміцнювача і матриці,
- 3) холодне пресування обох компонентів з наступним спіканням;
- 4) електрохімічне нанесення покриттів на волокна з подальшим пресуванням;
- 5) осадження матриці плазмовим напиленням на зміцнювач з наступним стиском;
- 6) пакетне дифузійне зварювання багатошарових стрічок компонентів;
- 7) спільна прокатка армуючих елементів з матрицею та ін.

Аналіз існуючих способів отримання армованих матеріалів показує, що ливарне виробництво є перспективним методом виготовлення армованих виробів.

Першим кроком на шляху до створення більш досконалих та менш енергоємних процесів виготовлення армованих виробів є вирішення таких актуальних завдань, як рівномірність розподілу фази, яка зміцнюється в об'ємі литої заготовки, оптимізація співвідношення компонентів для прогнозування майбутніх технологічних властивостей литих армованих виливків, визначення основних технологічних параметрів виробництва заготовок різними способами лиття та розроблення необхідного технологічного устаткування і оснащення їх виробництва.

Комплексне розуміння та вирішення металургійних і технологічних задач допоможе створити матеріали з надвисокою міцністю, область застосування яких починається побутової техніки і закінчується важким машинобудуванням і військовою технікою.

Булига Д.С., Гурія І.М.

(НТУУ «КПІ»)

НОВІ ГУМОВІ МАТЕРІАЛИ В ЛИВАРНОМУ ВИРОБНИЦТВІ

Гума - продукт переробки каучуків. Головним матеріалом для виготовлення гуми є каучук - тверда еластична речовина світло-сірого або коричнюватого кольору. Для виготовлення гуми каучук слід переробити, додавши до нього сірку. Цей процес називають вулканізацією. Для більшої міцності до гуми додають тканини або металеві дроти (у виробництві автомобільних шин).

Головна перевага гуми - її еластичність. Вона може розтягуватися й гнутися, а потім приймати початкову форму. Гума може бути як і м'яка, так і тверда. Вона є важливим конструкційним матеріалом для машино- і приладобудування.

Гума використовується в багатьох галузях: у медицині, у легкій промисловості (виготовлення взуття), в автомобілебудуванні (шини, клинові паси, та ін.), електричній промисловості (виготовлення ізоляції для провідників). Своє застосування гума знайшла і у ливарному виробництві, а перш за все – у ювелірній сфері.

Гумові матеріали знайшли своє використання в ливарному виробництві завдяки своїм унікальним властивостям, таким як пружність, гнучкість. Каучукова гума використовується для виготовлення прес-форм у виробництві ювелірних виробів, які ідеально повторюють конфігурацію майбутнього виробу та прості у виготовленні. Це гуми 4849, 4476, «Poly 75-Series Liquid Mold Rubbers» та «Poly GlassRub 50 Clear Liquid Rubber»(прозора).

Подрібнену гуму можна додавати у ливарну форму для збільшення її податливості та водночас збільшення газопроникності за рахунок її горіння, в результаті чого на її місці залишатимуться газові канали. Так само її можна використовувати при виготовленні стрижнів, які будуть спочатку міцні й податливі, після чого під впливом температури металу гума вигорить і стрижні матимуть гарну газопроникність і їхнє вибивання спроститься.

Фесенко М.А., Демиденко Д.А.

(НТУУ «КПІ», м. Київ)

ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСІВ МОДИФІКУВАННЯ РОЗПЛАВУ ЧАВУ- НУ В ЛИВАРНІЙ ФОРМІ ДЛЯ ОТРИМАННЯ ВИЛИВКІВ З ЗАДАНОЇ СТРУКТУРОЮ ТА ВЛАСТИВОСТЯМИ

З існуючих ливарних конструкційних матеріалів одним з найбільш поширених і дешевих на сьогоднішній день для багаточисельної номенклатури деталей різного призначення є чавун [1].

Цей матеріал достатньо просто виплавляється в плавильних агрегатах, має найбільш сприятливе поєднання ливарних, технологічних, механічних та експлуатаційних властивостей, гарну оброблюваність різанням, поглинає вібрацію тощо [2, 3].

З метою забезпечення заданих властивостей чавунних виливків в залежності від умов їх експлуатації застосовують безліч способів обробки розплавів, серед яких ефективними й економічно вигідними є процеси модифікування.

У практиці ливарного виробництва розроблені та знаходять практичне застосування безліч модифікаторів і способів їх введення в розплав чавуну: на жолоб вагранки, в герметизованих і відкритих ковшах, в автоклаві, струмені металу, що заливається в форму або виливницю.

Розвиток сучасних процесів модифікування характеризується тенденцією переходу від ковшових до більш ефективних, екологічних та економічних методів модифікування розплаву, серед яких виділяється оригінальністю метод обробки рідкого чавуну модифікаторами або лігатурами безпосередньо в ливарній формі, широко відомий в літературі та на практиці під назвою «Інмолд-процес».

У даній роботі запропоновані і досліджені ефективні технологічні процеси обробки розплаву чавуну графітувальними, карбідоутворювальними та сфероїдизувальними модифікаторами з використанням методу внутрішньоформової обробки розплаву чавуну.

Багаточисельними дослідженнями з використанням методів фізичного і комп'ютерного моделювання, а також експериментальними дослідженнями при виготовленні дослідних і ряду промислових виливків з чавуну визначені оптимальні хімічні і гранулометричні характеристики модифікаторів, їх кількість, а також температурно-часові режими процесів модифікування.

Запропоновано нові способи обробки розплаву чавуну, які дозволяють інтенсифікувати розчинення добавок і забезпечити збільшення ступеня їх засвоєння, в тому числі при використанні дрібнодисперсних модифікаторів розміром до 1,0 мм.

При внутрішньоформовому модифікуванні вивчені особливості застосування реакційних камер різної конструкції (кубічної, циліндричної, кулястої форми), а також різних типів ливниково-модифікувальних систем. Розроблено технологічні рекомендації щодо використання ливниково-модифікувальних систем при виготовленні дрібних і середніх виливків різної конфігурації.

Запропоновані та досліджені процеси модифікування чавуну в ливарній формі захищені патентами України [4] і можуть бути рекомендовані для впровадження на підприємствах ливарної та металургійної галузей з метою виготовлення чавунних виливків широкої номенклатури із заданими структурою та властивостями.

Література

1. 48th Census of World Casting Production // Modern Casting. – December. – 2014. P. 17-21.
2. Худокормов Д.Н. Производство отливок из чугуна / Д.Н. Худокормов. – Мн.: Вышэйшая школа, 1987. – 197 с.
3. Ващенко К.И. Плавка и выпечная обработка чугуна для отливок / К.И. Ващенко, В.С. Шумихин. - К.: Вища школа, 1992. – 246 с.
4. Фесенко М.А. Нове технологи изготовления отливок модифицированием чугуна в литейной форме // Металл и литье Украины.– №11 (258), 2014. – 2014. – С.10-16.