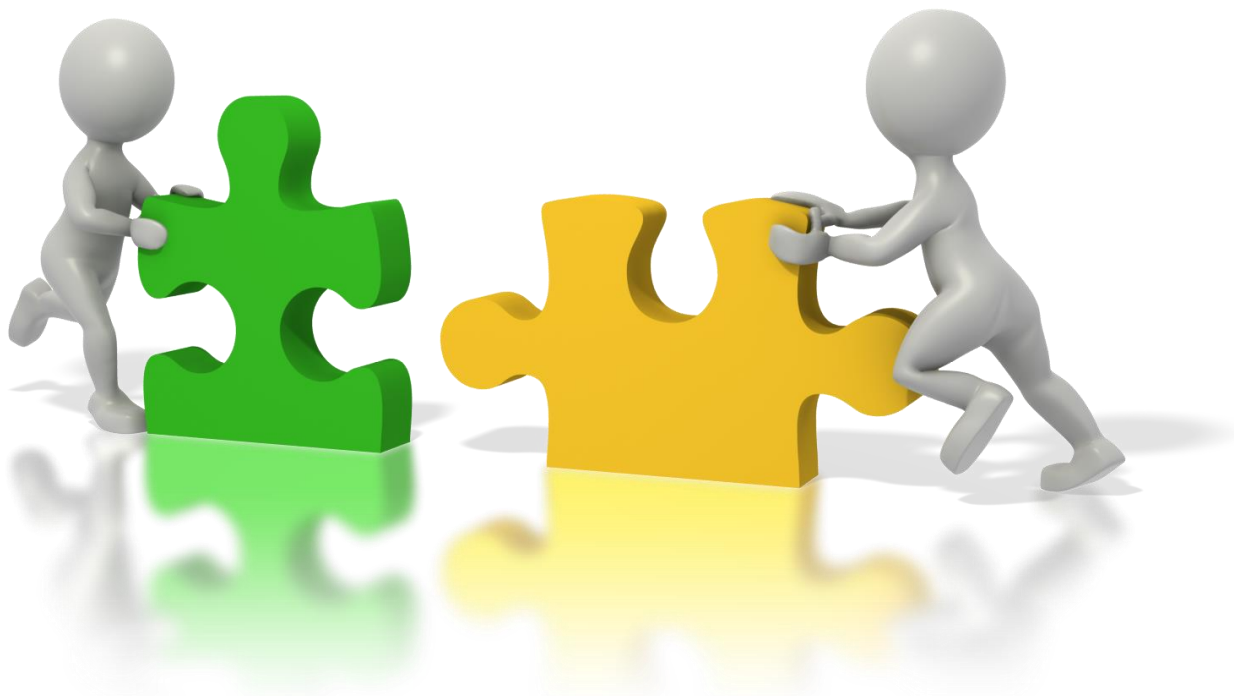




**НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ
ФІЗИКО-ТЕХНОЛОГІЧНИЙ ІНСТИТУТ МЕТАЛІВ ТА СПЛАВІВ**

**VII НАУКОВО-ПРАКТИЧНА КОНФЕРЕНЦІЯ
МОЛОДИХ ВЧЕНИХ УКРАЇНИ**

**«НОВІ ЛИВАРНІ ТЕХНОЛОГІЇ І
МАТЕРІАЛИ У МАШИНОБУДУВАННІ»**



29-30 ТРАВНЯ

КИЇВ 2018

ЗМІСТ

| | |
|--|----|
| <i>А.І. Антоненко, В.Ю. Сухенко</i> ОГЛЯД ВПЛИВУ БАГАТОКОМПОНЕНТНИХ АЛЮМІНІЄВИХ ЛІГАТУР НА СТРУКТУРУ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ | 5 |
| <i>М. В. Афанасієв, В. П. Поліно</i> ОСОБЛИВОСТІ ВЗАЄМОДІЇ НАНОПОРОШКІВ З МЕТАЛЕВИМИ РОЗПЛАВАМИ | 7 |
| <i>И.Р. Баранов</i> СТАБИЛЬНОСТЬ ПРОЦЕССОВ ДВУХВАЛКОВОГО ЛИТЬЯ-ПРОКАТКИ АЛЮМИНИЕВЫХ И ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ | 8 |
| <i>Ю.Д. Бачинський</i> ОПТИМІЗАЦІЯ ВМІСТУ КРЕМНІЮ В FeSiMg ЛІГАТУРАХ ДЛЯ СФЕРОЇДИЗУЮЧОЇ ОБРОБКИ ЗАЛІЗОВИСОКОВУГЛЕЦЕВИХ РОЗПЛАВІВ | 11 |
| <i>Д.А. Берест, Т.С. Берест</i> НАКЛАДАННЯ ЕЛЕКТРОМАГНІТНИХ ПОЛІВ ПРИ КРИСТАЛІЗАЦІЇ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Al-Si-Cu З ВИСОКИМ ВМІСТОМ ЗАЛІЗА | 13 |
| <i>В. І. Вейс</i> ВІБРАЦІЙНА ЕНДОГЕННА ОБРОБКА ВЕЛИКИХ КОВАЛЬСЬКИХ ЗЛИВКІВ, ЩО КРИСТАЛІЗУЮТЬСЯ | 14 |
| <i>М.М. Ворон, Е.А.Дрозд</i> ПЛАВКА МНОГОКОМПОНЕНТНИХ ТИТАНОВИХ СПЛАВОВ В ЕЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВИХ ГАРНИСАЖНИХ УСТАНОВКАХ | 16 |
| <i>О.О.Жабинська, І.А. Владимирський, М.М. Ворон, А.П. Бурмак</i> ЗАКОНОМІРНОСТІ СТРУКТУРНО-ФАЗОВИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ В ТОНКИХ ПЛІВКАХ Pt(15 нм)/ Fe(15 нм) | 18 |
| <i>Г.Ю. Калашніков, Є.О. Чуб, В.В. Статкевич</i> ДИФУЗІЙНЕ ТИТАНОАЛЮМОХРОМУВАННЯ СТАЛІ 9ХС. ФІЗИКО-ХІМІЧНІ УМОВИ ТИТАНОАЛЮМОХРОМУВАННЯ СТАЛІ 9ХС В СЕРЕДОВИЩІ ХЛОРУ | 20 |
| <i>П. Б. Калюжний, С. В. Коломійцев, Є. В. Погребач</i> ПЕРЕДУМОВИ СТВОРЕННЯ РОТОРНО-КОНВЕЄРНИХ КОМПЛЕКСІВ ЛИТТЯ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ | 23 |
| <i>В.В. Катерленко</i> ДОСЛІДЖЕННЯ СТРУКТУРИ ЗАЕВТЕКТИЧНИХ ЛИТИХ СПЛАВІВ КВАЗІПОДВІЙНОЇ СИСТЕМИ Fe - CrV2 | 24 |
| <i>А. Л. Корниенко, Д. А. Петренко</i> МОДЕРНИЗАЦІЯ НЕПРЕРЫВНОГО СВЕТОВОДНОГО И БЕСКОНТАКТНОГО ТЕРМОКОНТРОЛЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ НА БАЗЕ НОВЫХ ТЕХНОЛОГИЙ СПЕКТРАЛЬНОЙ ПИРОМЕТРИИ ИЗЛУЧЕНИЯ | 27 |

| | |
|---|----|
| <i>П.М. Кучеренко</i> СТРУКТУРА Fe-Cr-Mn-N СТАЛІ ПІСЛЯ ДЕФОРМАЦІЇ ТИСКОМ ТА КАВІТАЦІЙНОГО ЗНОШУВАННЯ | 30 |
| <i>Т.О. Макруха, О.О. Костерін</i> ВПЛИВ ПЕРЕДРЕКРИСТАЛІЗАЦІЙНОЇ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА СУБСТРУКТУРУ ТЕХНІЧНО ЧИСТОГО ЗАЛІЗА ТА ВУГЛЕЦЕВИХ СТАЛЕЙ | 31 |
| <i>О.В. Михнян</i> МОДИФІКОВАНИЙ ПЛАВЛЕНИЙ КВАРЦ, ЯК ПЕРСПЕКТИВНИЙ МАТЕРІАЛ ДЛЯ СТРИЖНІВ | 33 |
| <i>Д.А. Демиденко, В.Г. Могилатенко</i> ТВЕРДІННЯ ПРИ ОБРОБЦІ РОЗПЛАВУ ТІОСУЛЬФАТУ НАТРІЮ ВІБРАЦІЄЮ | 36 |
| <i>О.В. Нейма</i> КОМБІНАЦІЯ СПОСОБІВ ВИДАЛЕННЯ МОДЕЛЕЙ ДЛЯ ОТРИМАННЯ ВИЛИВКІВ ВІДПОВІДАЛЬНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ | 37 |
| <i>Ж.В. Пархомчук, В.І. Вейс</i> СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ, КРИСТАЛІЗАЦІЯ ТА СПАДКОВЕ МОДИФІКУВАННЯ СТАЛІ | 39 |
| <i>О.В. Соловар, Р.В. Романішин, С.Ю. Бондаренко</i> ВПЛИВ КОМПЛЕКСНОЇ ЗМІЦНЮЮЧОЇ ОБРОБКИ НА ВЛАСТИВОСТІ ТИТАНОВОГО СПЛАВУ VT6 | 41 |
| <i>В.Ю. Романченко, Н.А. Коберник, Д.В. Литвин, Я.А. Симонов</i> ДИФУЗІЙНЕ ТИТАНОАЛІТУВАННЯ ВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ У8А | 43 |
| <i>Е.А. Сиренко</i> ТЕРМИЧЕСКИЙ ДЕРИВАТИВНИЙ ЕКСПРЕСС-АНАЛИЗ СЕРЫХ ЧУГУНОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕТОДА РАСПОЗНАВАНИЯ ФОРМЫ КРИВЫХ ОХЛАЖДЕНИЯ | 45 |
| <i>А.Ю. Семенко</i> ОЦІНКА ПОТУЖНОСТІ ТЕПЛОВИХ ВТРАТ ЛИВАРНОГО МАГНІТОДИНАМІЧНОГО ОБЛАДНАННЯ | 47 |
| <i>А.Н. Тимошенко</i> ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ВВЕДЕНИЯ ДИСПЕРСНОГО МАТЕРИАЛА В РАСПЛАВ В УСЛОВИЯХ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ | 49 |
| <i>Р. С. Надашкевич</i> ЗМІНА ТЕПЛОФІЗИЧНИХ ОСОБЛИВОСТЕЙ ТЕЧІЇ РОЗПЛАВУ ПО ОБ'ЄМНО ТА ЛОКАЛЬНО НАГРІТІЙ ПІДЛОЖЦІ ЗІ СТАЦІОНАРНОГО РОЗЛИВНОГО ПРИСТРОЮ | 50 |
| <i>В.А. Тунік, А.В. Наривський</i> ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВА БРОНЗЫ БРА9ЖЗЛ ПОСЛЕ ГЛУБИННОЙ ОБРАБОТКИ РАСПЛАВА ПЛАЗМОЙ | 52 |

О.В. Шматко

ЧИСЛЕННОЕ ИМИТАЦИОННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕПЛОВОГО ПОЛЯ
В ПРОЦЕССЕ ЗАЛИВКИ ПРИМЕНИТЕЛЬНО К ЛИТЕЙНО-ПЛАЗМЕННОЙ
ТЕХНОЛОГИИ

53

А.В. Яценко

ПОЛУЧЕНИЕ ОТЛИВОК ИЗ СПЛАВА АК7 ПОД ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫМ
ДАВЛЕНИЕМ В ПЕСЧАНУЮ ФОРМУ

55

УДК 669.2

А.І. Антоненко, В.Ю. СухенкоНаціональний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут ім. Ігоря Сікорського»**ОГЛЯД ВПЛИВУ БАГАТОКОМПОНЕНТНИХ АЛЮМІНІЄВИХ ЛІГАТУР
НА СТРУКТУРУ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ**

Алюмінієві сплави становлять основний конструкційний матеріал у виробництві авіакосмічної техніки. Розширено сферу використання алюмінієвих сплавів і в інших галузях, наприклад, залізничному транспорті, машинобудуванні, приладобудуванні, суднобудуванні, особливо в процесі виготовлення швидкісних суден. Без застосування алюмінієвих сплавів складно уявити й сучасну військову техніку. Його також використовують і для виготовлення побутових предметів: посуду, сантехнічних виробів, металопластикових вікон. Алюміній і його сплави входять до складу різних композиційних матеріалів та різноманітних покриттів. Найбільш розповсюдженим варіантом покращення властивостей алюмінієвих сплавів є мікролегування [1].

У ливарному виробництві лігатури займають значну частку в обсязі шихтових матеріалів: в залежності від хімічного складу – до 50% сплавів. Лігатури для алюмінієвих сплавів містять один легуючий компонент, але іноді готують потрібні і четверні лігатурні сплави. Склад багатоконпонентних лігатур підбирають таким чином, щоб забезпечити отримання потрібного кінцевого хімічного складу сплаву в заданих межах по кожному з легуючих компонентів.

Необхідність застосування лігатур обумовлена малою швидкістю розчинення тугоплавких компонентів в чистому вигляді в рідкому алюмінії, а також підвищенням ступеня засвоєння легуючих елементів, які легко окислюються. У більшості алюмінієвих лігатур легуючий компонент знаходиться в вигляді кристалів інтерметалідних сполук. Застосування лігатур з легкоплавкими елементами дозволяє знизити їх втрати через випаровування і окислення. За допомогою лігатур в розплав значно легше ввести елементи, які мають сильно відмінну від основного розплаву температуру плавлення, мають високу пружність парів і легко окислюються при температурах приготування розплаву, а також в тих випадках, коли введення легуючого елемента безпосередньо в розплав супроводжується сильним екзотермічним ефектом, що призводить до значного перегріву розплаву, або коли випаровування легуючого елемента супроводжується виділенням токсичних парів в атмосферу цеху.

Оскільки лігатура є проміжним сплавом, то до неї не пред'являють вимоги щодо механічних властивостей. Але в зв'язку з введенням її в великій кількості в основний розплав до чушок лігатур пред'являють ряд вимог:

1. Досить низька температура плавлення лігатури, що дозволить забезпечити мінімальну температуру присадки елемента, яка на 100-200 ° С вище температури ліквідусу. Низька температура ліквідусу лігатури сприяє швидкому розчиненню легуючого елемента і його однорідному розподілу за обсягом розплаву, особливо за умови досить інтенсивного і рівномірного перемішування останнього.

2. Однорідний розподіл легуючих елементів по перетину чушки.

3. Мале випаровування і окислення легуючого елемента при введенні його в розплав з лігатури.

4. Легке дроблення чушок лігатурного сплаву на дрібні шматки для більш точного зважування шихти; в той же час лігатура повинна бути досить технологічною при литті. [2]

Для виробництва якісних лігатур необхідна досконала організація процесу. В даний час, найефективнішим легуючим елементом є той, що по розмірно-структурними параметрами майже повністю відповідає структурній решітці алюмінію, забезпечує дрібнозернистість структури і як наслідок високі механічні властивості деформованих напівфабрикатів.

Обґрунтування вибору композиції лігатури визначається детальним опрацюванням фізико-хімічних механізмів процесів при синтезі лігатур і виробництві сплавів.

Такі метали як: титан, цирконій, гафній, ванадій, ніобій і тантал, в складі тріалюмініда мають стабільну тетрагональну структуру типу $D0_{22}$ і $D0_{23}$ при певних умовах (при високих швидкостях охолодження перегрітого розплаву) можуть формувати кубічну структуру $L1_2$ типу (ГЦК), причому ймовірність перетворення або трансформації вище у титану, цирконію, гафнію у зв'язку з тим, що на d- орбіталі у цих металів перебуває менша кількість електронів. Зі збільшенням числа електронів на зовнішньому енергетичному рівні (d - орбіталі) стабільність $D0_{22}$ / $D0_{23}$ щодо $L1_2$ збільшується. Це положення було висунуто зарубіжними вченими Carlsson і Meschter [3]

При створенні нових сплавів, комплексно мікролегованих, особливу увагу необхідно приділяти шихті, а саме багатокомпонентним лігатурам і технології їх отримання. При ефективному способі виробництва лігатур в них буде формуватися рівномірна структура з однорідним хімічним складом і розподілом фаз, які зможуть при дещо великих витратах при виробництві лігатур, за підсумком заощадити на виробництві сплавів за рахунок зниження часу процесу розчинення лігатур і спадкового впливу низькоякісних лігатур на структуру зливоків і виливків. Головними чинниками, що визначають вибір способу, будуть рентабельність і якість одержуваного матеріалу.

Список літератури:

1. Калініна Н.Є. Використання алюмінієвих сплавів в авіаційній та ракетно-космічній техніці [Текст]: навч. посіб. /Н.Є. Калініна, О.В. Бондаренко. – Д.: РВВ ДНУ, 2011. – 64 с.

2. Напалков В.И. Легирование и модифицирование алюминия и магния [Текст]: наукове видання / В.И.Напалков, С.В.Махов – М.: МІСiС, 2002. - 376 с.
3. Carlsson A.E. “Relative Stability of L12, DO22, and DO23 Structures in MA13 Compounds A.E. Carlsson, P.J. Meschter: J.Mater Res. 4 (1989) pp. 1060.

УДК 669.111.2:539.216

М. В. Афанасієв, В. П. Поліно

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України,
бульв. акад. Вернадського, 34/1, 03142, Київ-142, Україна
Тел.: (096) 689-87-84 e-mail: mariia.afanasiiev@gmail.com

ОСОБЛИВОСТІ ВЗАЄМОДІЇ НАНОПОРОШКІВ З МЕТАЛЕВИМИ РОЗПЛАВАМИ

В останнє десятиліття для модифікування різних металічних систем є актуальним використання ультра- та нанодисперсних порошоків металів та їх сполук. Собівартість одержання такого типу матеріалів значно зменшилася, що і дало можливість їх широкого використання в якості модифікаторів [1]. Введення їх в розплави приводить до утворення нанодисперсної структури, в результаті процесів кристалізації, фазових перетворень, рекристалізації та інш.

Найкращий ефект модифікування отримується тоді коли, добавки наночастинок змочуються розплавами [2]. Після введення нанодисперсних частинок, а також їх рівномірний розподіл в об'ємі забезпечується за допомогою механічного та електромагнітного змішування. В основному наночастинок вводять у вигляді таблеток або пресованих брикетів, порошкового дроту та прутків [3].

Для проведення досліджень нами були приготовлені наступні композиції: механічні порошоків суміші, які містили порошоків наночастинок (SiC , TiC , SiO_2 , TiO_2 , TiN , TiB_2) та мікрочастинок заліза (основа). Отримані суміші вводили в рідкий чавун у вигляді пресованих таблеток, а також суміші, яку завертали в тонку алюмінієву фольгу.

Проведені дослідження показали, що наночастинок незалежно від структурної будови та хімічного складу мають подібний модифікуючий ефект. Це, на нашу думку, пов'язано з поверхневою активністю та з різницею потенціалів, яка виникає внаслідок існування міжфазної границі між наночастинок та розплавом. В результаті чого вони змочуються розплавом і тому не видаляються з об'єму на поверхню.

Таким чином, проведений літературний аналіз і експериментальні дослідження показали, що ультра- та нанодисперсні порошки можна використовувати для модифікування розплавів на основі заліза. Їх застосування суттєво підвищує, як фізико-хімічні, так механічні властивості даних металічних систем.

Список літератури

1. Зыкова А. П. Влияние ультрадисперсной смеси TiO_2 , ZrO_2 и криолита на структурообразование и физико-механические свойства конструкционных чугунов: дисс. ... канд. физ.-мат. наук: – Барнаул, 2015. – 218 с.
2. Калиниченко А. С., Слуцкий А. Г., Шейнерт В. А., Зык Н. В., Бородуля В. А., Рабинович О. С. Перспективы использования наноразмерных порошков для получения модифицирующих лигатур // Литье и металлургия . – 2015. – № 1 (78). – С. 65-73.
3. Калиниченко А. С., Слуцкий А. Г., Шейнерт В. А. Использование модифицирующей лигатуры, содержащей нанодисперсные порошки активных элементов при получении высокопрочного чугуна с шаровидным графитом // Литье и металлургия . – 2015. – № 3 (80). – С. 101–106.

УДК 669.18:621.771:621.74

И.Р. Баранов

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины г.Киев, Украина

СТАБИЛЬНОСТЬ ПРОЦЕССОВ ДВУХВАЛКОВОГО ЛИТЬЯ-ПРОКАТКИ АЛЮМИНИЕВЫХ И ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ

Развитие промышленного производства за последние десятилетия, привело к широкому внедрению в различных отраслях наиболее экономически и технологически выгодного и перспективного, так называемого метода получения заготовок близких по форме к конечному изделию (near net shape). Вне зависимости от отрасли применения, внедрение технологических процессов соответствующих этому методу дает возможность сократить технологические циклы, и тем самым существенно уменьшить энергетические, ресурсные, а так же экологические издержки на доработку заготовок к конечному изделию.

В металлургическом производстве наиболее ярким представителем данного метода, а так же одним из видов непрерывного литья является технология двухвалкового литья-прокатки, поз-

воляющая получать тонкий листовой прокат непосредственно из расплава [1,2]. Особенностью работы двухвалковых МНЛЗ является совмещение процессов затвердевания металла и его последующей пластической деформации в пространстве между двумя вращающимися навстречу друг другу валками-кристаллизаторами. Металл, находящийся в межвалковом пространстве, последовательно перемещается через зоны кристаллизации и деформации (рис.1).

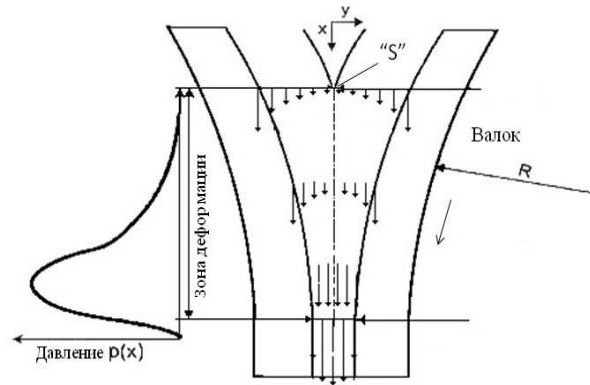


Рис.1 – Схема сечения межвалкового пространства при прохождении жидкого металла в процессе валковой разливки-прокатки

Основными проблемами стабильности технологии двухвалкового литья, и как следствие, устойчивости промышленного процесса получения листового проката является сложность управления гидродинамическими, температурными, кинетическими процессами литья-прокатки, а также трудность определения и контроля технологических параметров зоны кристаллизации-деформации в межвалковом пространстве, что имеет ключевое значение для стабильного непрерывного получения бездефектной полосы.

В работе проведены экспериментальные и теоретические исследования гидродинамики расплава в межвалковом зазоре при различных его параметрах, рассчитаны максимально допустимые скоростные режимы получения металлической полосы различной толщины в валках-кристаллизаторах разного диаметра. Выполнено физическое моделирование и математические расчеты гидродинамики расплава в межвалковом зазоре. Результаты численного расчета и эксперимента дали возможность создания надежного математического аппарата для исследования течения металла в процессе валковой разливки и более глубокого понимания процессов, протекающих в межвалковом пространстве.

Определение основных параметров технологической зоны кристаллизации-деформации производились на основе коэффициента кристаллизации для алюминия и стали. Для его расчета в случае валковой разливки-прокатки стальной полосы использовались результаты эксперименталь-

ных исследований Т. Мизогучи и К. Миязава [3], а для алюминия эксперимент С.Берковичи [4]. Путем сопоставления экспериментальных данных и расчетных значений толщины корочки затвердевающего металла, установлено, что при валковой разливке-прокатке коэффициенты скорости кристаллизации для технического алюминия составляют $k = 7,4 \text{ мм/сек}^{0,5}$, для стали $k = 4,2 \text{ мм/сек}^{0,5}$. Эти величины существенно превышают значения коэффициентов при затвердивании металла в слитках. Толщину корки металла, нарастающую на валках-кристаллизаторах в межвалковом зазоре, определяли по формуле «квадратного корня».

Установленные в работе закономерности влияния технологических и физических параметров на формирование листовых заготовок при валковой разливке-прокатке показали, что необходимыми условиями для стабильного процесса являются постоянство температуры и расхода подаваемого в валки-кристаллизаторы металла, равномерность его распределения по длине зазора, способ подачи металла с постоянной скоростью. Это позволяет обеспечивать постоянную толщину металлической полосы на выходе из валков кристаллизаторов.

Список литературы

1. Матвеев Б.Н. Производство тонких стальных полос методом двухвалкового литья и прокатки // Сталь.-2017.-№12.-с.57-58
2. Коновалов Ю.В. Настоящее и будущее литейно-прокатных агрегатов. Литейно-прокатные агрегаты с валковыми кристаллизаторами. Сообщение 4 // Производство проката.-2010.-№1.-с.21-38
3. *Mizoguchi T., Miyazawa K.* Formation of solidification structure in a twin-roll rapid solidification process // *Advanced Materials and Process.* – 1990. –Vol. 1. – P. 93–98.
4. *Berkovici S.J.* Optimization of 3C roll caster by automatic control // *Proc. of Conference "Light Metals".* – TMS, New York. – 1985. – P. 1285–1299.

УДК 669.162.275:669.112:542.65

Ю.Д. БачинськийФізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, м. Київ
e-mail: 909_bach@ukr.net**ОПТИМІЗАЦІЯ ВМІСТУ КРЕМНІЮ В FeSiMg ЛІГАТУРАХ ДЛЯ СФЕРОЇДИЗУЮЧОЇ
ОБРОБКИ ЗАЛІЗОВИСОКОВУГЛЕЦЕВИХ РОЗПЛАВІВ**

Покращення структуроутворення тонкостінних виливків з товщиною стінок 2-3 мм та виливків з перепадом товщини стінок від 2 до 10-12 мм має велике практичне значення для розвитку всіх галузей промисловості України, особливо машинобудування. Отримання таких виливків з високоміцного чавуну з кулястим графітом, взамін сталі, сплавів кольорових металів, сірого та ковкого чавунів, забезпечує зменшення їх маси при підвищенні властивостей, ефективності роботи та економії енергоресурсів (бензину, дизельного пального, тощо).

Однак в Україні високоміцний чавун не має великої популярності застосування і частка виливків з цього прогресивного конструкційного матеріалу на порядок нижча, ніж середньосвітова, з причини використання технології модифікування у відкритих ковшах, яка має низький (25-35 %) ступінь переходу магнію, незадовільну екологію, нестабільність одержання якісних виливків з товщиною стінки менше 10 мм в литому стані. Це питання можна вирішити використанням модифікування розплаву в передкристалізаційному періоді, при якому активізується створення значної кількості додаткових центрів кристалізації, а характерний для тонкостінних виливків прискорений тепловідвід сприяє фіксації дії модифікування на кристалізацію. Важливу роль при цьому відіграють хімічний і фазовий склад феросиліцій-магнієвої лігатури, які впливають на кінетику їх розчинення і ступінь переходу активних модифікуючих елементів в розплав чавуну.

Більшість феросиліцій-магнієвих лігатур для сфероїдируючої обробки чавуну містить 43-48 ваг. % кремнію, який формує необхідну кількість стабільних силіцидів Mg, Ca, Ce, та інших елементів в якості центрів інокуляції кулястого графіту у виливках з товщиною стінок від 5 мм. При литті тонкостінних (2-3 мм) виливків металоємність однієї форми виявляється невеликою, в результаті чого тривалість заливання скорочується до 4-6 с., а кількість центрів формування кулястого графіту – недостатньою для запобігання утворенню небажаного цементиту, для усунення якого треба проводити графітизуючий відпал готового виробу. Тому актуальними є дослідження кінетичних режимів розчинення лігатур в залізовисоковуглецевих розплавах і оптимізація їх хімічного складу, які забезпечать технологічно прийнятну інерційність процесу ефективного модифікування, покращення структуроутворення і підвищення механічних властивостей високоміцного чавуну з кулястим графітом.

Досліджено швидкість розчинення лігатур типу ФСМг7 в розплаві чавуну з температурами 1400 °С і 1350 °С. Досліджені лігатури, окрім незначної різниці за вмістом магнію і кремнію, відрізнялися присутністю різних структурних складових з температурою плавлення ~1410 °С – FeSi в першій лігатурі (фазовий склад, у %, $62,12\text{FeSi}_2 + 19,36\text{FeSi} + 17,77\text{Mg}_2\text{Si} + 0,75\text{SiP3Mca}$) і Si в другій ($49,68\text{FeSi}_2 + 24,69\text{Si} + 23,21\text{Mg}_2\text{Si} + 2,42\text{SiP3Mca}$). Встановлено, що для обох температур розплаву відбувається значно інтенсивніше розчинення лігатури з фазою Si, ніж лігатури з фазою FeSi. Це пояснюється дією механізму дифузійного плавлення фази Si, яка, в результаті зустрічного дифузійного переносу кремнію лігатури в чавун і заліза чавуну в лігатуру, швидше переходить у лебоїт FeSi₂ з температурою плавлення 1220 °С, ніж фаза FeSi – в Fe₂Si.

На основі проведеного дослідження оптимізовано хімічний склад залізо-кремній-магнієвої лігатури по вмісту кремнію – запропоновано його вміст підвищити до 55-60 %. Структура отриманої лігатури – 59,3 % FeSi₂ + 26,4 % Si + 14,2 % Mg₂Si.

Модифікування висококремнієвою лігатурою ФСМг7 в кількості 1,0 % від маси розплаву забезпечує отримання в стінці завтовшки 2,0 мм високоміцного чавуну з феритно-перлітною металевою основою (55-60 % фериту) без структурно-вільного цементиту за рахунок більшого приросту кількості кремнію в перших порціях обробленого розплаву. В стінках товщиною більше 3,0 мм кількість фериту досягає 90-95 %. Щільність розподілу включень кулястого графіту в структурі ВЧ вважається критерієм оцінки графітізуючої дії FeSiMg лігатур. Обробка розплаву феросиліцій-магнієвою лігатурою оптимізованого вмісту кремнію забезпечує високий рівень графітізації структури тонкостінних виливків – в стінці товщиною 2,0 мм кількість включень кулястого графіту досягла 1680 шт/мм², а у 3,0 і 12,0 мм стінках – 1180 і 780 шт/мм² відповідно.

Таблиця – Хімічний склад, структура та механічні властивості високоміцного чавуну, модифікованого в формі FeSiMg лігатурами з різним вмістом кремнію при отриманні виливка з товщиною стінок 12 мм

| % Si в лігатурі | Вміст елемента в чавуні, % | | | | Структура металевої основи | Механічні властивості | | |
|-----------------|----------------------------|------|------|-------|----------------------------|-----------------------|------------------------|------|
| | C | Si | Mn | Mg | | σ _B , МПа | σ _{0,2} , МПа | δ, % |
| 45,6 | 3,81 | 2,48 | 0,43 | 0,041 | П30 (Ф70) | 564 | 418 | 8,6 |
| 60,0 | 3,86 | 2,73 | 0,39 | 0,039 | П10 (Ф90) | 541 | 396 | 12,7 |

Таким чином, оптимізована лігатура ФСМг7 характеризується меншою інерційністю взаємодії і, як результат, більшою швидкістю плавлення в початковому періоді, сприяючи покращенню графітізації і феритизації чавуну та підвищенню його пластичності.

УДК: 669.71:538.6

Д.А. Берест, Т.С. Берест*

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України
*Національний технічний університет України «КПІ ім. І. Сікорського»**НАКЛАДАННЯ ЕЛЕКТРОМАГНІТНИХ ПОЛІВ ПРИ КРИСТАЛІЗАЦІЇ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Al-Si-Cu З ВИСОКИМ ВМІСТОМ ЗАЛІЗА**

Одним із актуальних питань сучасної промисловості є вдосконалення і розробка нових прогресивних методів переробки вторинної алюмінієвої сировини та одержання якісної продукції з цих матеріалів. Застосування модифікаторів не завжди є виправданим за рахунок великої вартості, труднощів з введенням у розплав та їх засвоєнням в ньому.

Важливим фактором вторинного використання алюмінієвих сплавів є постійне підвищення вмісту заліза з кожним циклом повторного використання, що негативно впливає на механічні властивості виливків через утворення голкоподібних залізовмісних фаз. Зміна морфології подібних структурних елементів може знизити їх шкідливий вплив. Найчастіше для цього використовують додавання марганцю, який, тим не менш входить до складу далеко не всіх сплавів [1].

Аналіз літературних джерел показує [1-3], що існує досить багато методів обробки розплаву, серед яких достатньо перспективним можна вважати обробку рідкого металу електромагнітним полем. Такий спосіб обробки може змінити морфологію залізовмісних фаз як за рахунок механічного впливу, так і через термодинамічні фактори. В апаратному плані, устаткування для накладання електромагнітних полів на метал під час кристалізації не є надто складним, а вартість такої обробки є досить низькою з огляду на тривалість процесу.

Існує досвід попередніх робіт з покращення властивостей металів та сплавів після накладання ЕМП, який вказує на більш розповсюджене використання подібної обробки розплаву безпосередньо перед розливкою. Також зустрічаються випадки накладання постійних магнітних полів на розплави як перед заливкою, так і під час кристалізації. Обробка металу змінним магнітним полем безпосередньо під час кристалізації залишається малодослідженою, тому, для представлених досліджень, було обрано саме такий вид обробки алюмінієвих сплавів системи Al-Si-Cu, а саме – сплавів АК5М2, АК12М2 та АК18М2 гостованого складу, які є найбільш розповсюдженими представниками даної системи. Вміст заліза в обраних сплавах досягав 2,5-3% мас.

Важливо відзначити, що досліди проводилися з використанням дещо нестандартних режимів плавки та лиття, а саме – перегрів металу до $750 \pm 10^\circ\text{C}$, підстиження та заливка у графітову форму при температурі $720 \pm 10^\circ\text{C}$. Заливка сплавів проводилась двома способами - під впливом ЕМП та без його накладання.

Для досліджень проводили макро- і мікроструктурний аналізи та дослідження механічних властивостей одержаних зразків.

Дослідження зразків показало, що накладання ЕМП під час кристалізації довше утримує метал в рідкому стані, призводить до більш рівномірного остигання металу і як наслідок – збільшує швидкість кристалізації в усьому об'ємі, що призводить до виникнення усадкової пористості. Помітно подрібнюється кристалічна будова та гомогенізується розподіл складових фаз. Для евтектичного та заевтектичного складів зерна кремнію стають більш глобулярної форми. Міцність сплавів після накладання ЕМП зростає для доевтектичного та евтектичного складів. Найгірші показники механічних властивостей у заевтектичному силуміні пояснюються тим, що в процесі застигання розплаву встигають вирости високотемпературні фази – кремній та залізовмісна β -фаза.

Список літератури

1. Золоторевский В.С., Белов Н.А. Металловедение литейных алюминиевых сплавов // Москва «МИСИС» 2005.
2. Ефимов В.А., Эльдарханов А.С. Физические методы воздействия на процессы затвердевания сплавов. – М.: – Металлургия, 1995. – 272 с.
3. Эскин Г.И. Влияние кавитационной обработки расплава на структуру и свойства литых и деформированных легких сплавов // Вестник российской академии естественных наук. Металлургия. – 2010. – № 3.

УДК 621.74.047

В. І. Вейс

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, м. Київ
Тел. 0632684614, e-mail: nikusik123@yandex.ru

ВІБРАЦІЙНА ЕНДОГЕННА ОБРОБКА ВЕЛИКИХ КОВАЛЬСЬКИХ ЗЛИВКІВ, ЩО КРИСТАЛІЗУЮТЬСЯ

Розвиток сучасного машинобудування зумовлює необхідність виробництва великогабаритних сталевих виробів, що пов'язано із зростаючими вимогами щодо якості і підвищення властиво-

стей сталевих зливків. На сьогодні існуючі технології не завжди забезпечують необхідну якість ковальських зливків. Це пов'язано із проявами структурної, хімічної і фізичної неоднорідностей, зумовлених різними температурно-кінетичними умовами кристалізації і структуроутворення в різних об'ємах зливків великої маси, підвищеною забрудненістю металу неметалевими вкрапленнями, зокрема в донній частині зливка, та розвитком інших неконтрольованих дефектів [1].

Для зменшення негативного впливу вказаних дефектів і їх часткового усунення використовують технологічні засоби зовнішнього впливу на метал під час кристалізації – електромагнітне перемішування, продувку інертним газом, обробку ультразвуком, віброобробку тощо [2]. Щодо останньої, то вібраційні методи обробки розплаву, що кристалізується, знайшли досить широке застосування для покращення якості і підвищення властивостей виливків.

Проте для великих мас металу ковальських зливків використання вібраційної обробки металу за класичною схемою (віброобробка виливниці) є малоефективною і дуже складною операцією, пов'язаною з великими енергетичними і фінансовими витратами. Тому досліджено можливість введення низькочастотних коливань безпосередньо у розплав зливка, що кристалізується, за допомогою зануреного у надливну частину зливка активатора вібрації з вогнетривкого матеріалу.

На першому етапі дослідження закономірностей тверднення сталевих зливків за умов такої вібраційної обробки застосовано фізичне моделювання. Засобами фізичного моделювання з використанням тіосульфату натрію досліджено вплив ендогенної вібраційної обробки розплаву на кінетичні показники тверднення зливка. Встановлено закономірності формування твердої корки, зміни тривалості тверднення і коефіцієнта кристалізації модельної речовини. Показано суттєве підвищення однорідності і дисперсності структури зливка при застосуванні ендогенної віброобробки, порівняно із звичайними умовами тверднення.

На другому етапі вплив ендогенної вібрації на кінетику тверднення вивчали на 11 т зливку сталі 15ХН2. Дослідження макроструктури показали значне зменшення осьової V-подібної неоднорідності, підвищення щільності на ділянках надливної частини зливка, зниження глибини поширення усадкової раковини і покращення її конфігурації. Середній розмір зерна при цьому зменшився на 2-3 номери. Металографічно встановлено більш рівномірний розподіл неметалевих включень. В результаті вібраційної обробки вони набувають більш сферичної форми та зменшуються у розмірі. Підвищується рівень фізико-механічних характеристик: збільшуються показники пластичності і уданої в'язкості (в 1.2 -1.5 р.) при майже незмінних показниках міцності (ріст до 10%).

Встановлено, що ендогенна віброобробка тверднучих зливків є перспективним і досить ефективним засобом підвищення якості великих ковальських зливків.

Список літератури

1. *Jun Li, Menghuai Wu, Amdreas Ludwig, Abdeallah Kharicha.* Simulation of macrosegregation in a 2.45-ton steel ingot using a three-phase mixed columnar-equiaxed model // International journal of heat and mass transfer 72. – 2014. – P. 668-679.
2. *Щеглов В. М.* До проблеми якості великих ковальських зливків // *Металознавство та обробка металів.* 2016. – № 3. – С. 49 – 52.

УДК 669.295:621.745.3

М.М. Ворон, Е.А. Дрозд

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, г. Киев
e-mail: mihail.voron@gmail.com

ПЛАВКА МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ В ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫХ ГАРНИСАЖНЫХ УСТАНОВКАХ

Технологические особенности электронно-лучевой гарнисажной плавки (ЭЛГП) с электромагнитным перемешиванием расплава (ЭМП) тугоплавких металлов и сплавов, в том числе титановых, достаточно подробно рассмотрены в работе [1]. Однако, применительно к выплавке многокомпонентных сплавов в этой работе не в полной мере освещены вопросы технологических операций и приемов, позволяющих получать требуемый результат. Подготовка шихтовых материалов к плавке, завалке (загрузки) их в тигель и введения легирующих элементов с высокой упругостью пара, которые при ЭЛГП-ЭМП существенно отличаются от применяемых, например, при вакуумно-дуговой или плазменной плавках, поэтому требуют отдельного внимания в контексте использования данного метода.

Что касается подготовки шихтовых материалов, то это отличие состоит в основном в использовании так называемых «съемных гарнисажей», представляющих собой формируемые из расплава выплавляемого сплава оболочки, затвердевающие на стенках и днище тигля благодаря интенсивному охлаждению расплава. Применение съемных гарнисажей, отличающихся по химическому составу, оказалось эффективным средством обеспечения более стабильного получения сложнелегированных сплавов, в том числе из отходов производства [2,3].

Завалка шихты в тигель является технологической операцией, которая оказывает влияние на проведение последующего процесса плавки, хотя и менее заметное, чем, например, в случае индукционной плавки, при которой плотность заполнения рабочего объема тигля должна составлять не менее 0,8, в то время как для гарнисажной плавки эта характеристика может быть существенно меньшей. Независимый источник нагрева, которым в ЭЛГП-ЭМП является электронный луч, позволяет проводить поочередное расплавление различной шихты, применять различные техники формирования твердо-жидких конгломератов шихты и расплавлять легкоплавкие компоненты за счет тепло-массопереноса жидкой и более тугоплавкой части расплава. Подобные приемы сокращают время нахождения в жидком состоянии компонентов с высокой упругостью пара, что снижает их испарение и обеспечивает более надежное соблюдение требуемого химического состава.

В практике ЭЛГП последнего времени обычным является получение сложнолегированных сплавов различного состава, содержащих несколько тугоплавких элементов (ниобий, молибден, цирконий, ванадий) и несколько сравнительно легкоплавких (кремний, олово, железо). Для выплавки таких сплавов оказалось целесообразным размещать легкоплавкие шихтовые материалы на дне съемного гарнисажа, а тугоплавкие – сверху основной титановой шихты. При таком размещении компонентов тугоплавкие материалы сплавляются непосредственно электронным лучом и расплавляют размещенный ниже титан, а образующийся расплав титана вместе с тугоплавкими элементами затем расплавляет легкоплавкие материалы. Благодаря электромагнитному перемешиванию образующегося расплава обеспечиваются как интенсификация растворения в нем отдельных компонентов шихты, так и равномерное распределение элементов в расплаве. Таким образом были получены сплавы ($\alpha+\beta$)-класса T1100, IM1834 и T1008.

Более сложным для выплавки многокомпонентного сплава представляется случай, если содержание какого-либо тугоплавкого элемента существенно превышает обычное сравнительно небольшое значение, характерное для подобных сплавов, примером этого являются так называемые «орто»-сплавы, представляющие собой интерметаллиды типа γ -TiAl с высоким содержанием ниобия [4]. В этом случае шихтовку целесообразно осуществлять таким образом, чтобы в съемном гарнисаже основные компоненты, в данном случае титан и ниобий, размещались рядом друг с другом, а не послойно. Для подобных задач введение легкоплавких компонентов целесообразно проводить в конце плавки.

Таким образом, можно отметить универсальность и широкие возможности технологии ЭЛГП-ЭМП для решения задач получения сложнолегированных и многокомпонентных сплавов. При этом, очевидным является тот факт, что для столь сложных и не всегда стандартных задач требуется особый подход

в применении различных технологических приема, чаще всего основанный на опыте и понимании тонкостей технологического процесса.

Список литературы

1. Электронно-лучевая плавка в литейном производстве / Под ред. С.В. Ладохина – Киев: Изд. «Сталь», 2007. – 626 с.
2. Особенности получения титановых сплавов из отходов производства в электронно-лучевой литейной установке / Н.И. Левицкий, Е.А. Матвиец, Т.В. Лапшук и др. // Процессы литья.– 2013. – № 5. – С. 55-59.
3. Электронно-лучевая плавка титана / Б.Е. Патон, Н.П. Тригуб, С.В. Ахонин, Г.В. Жук – Киев: Наук. думка, 2006. – 246 с.
4. Получение сложнолегированных титановых сплавов методом электронно-лучевой гарнисажной плавки / Н.И. Левицкий, Е.А. Матвиец, Т.В. Лапшук и др. // Металл и литье Украины. – 2012. – № 4. – С. 6-9.

УДК 621.762.

О.О.Жабинська, І.А. Владимирський, М.М. Ворон, А.П. Бурмак

Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»

ЗАКОНОМІРНОСТІ СТРУКТУРНО-ФАЗОВИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ В ТОНКИХ ПЛІВКАХ Pt(15 нм)/ Fe(15 нм)

Перспективними матеріалами для реалізації технології надщільного термічно-індукованого магнітного запису є тонкі плівки на основі магнітно-твердої хімічно впорядкованої фази $L1_0$ -FePt [1], для якої характерні високі значення енергії магнітокристалічної анізотропії ($K_u=7 \times 10^6$ Дж/м³), температури Кюрі (480°C) та намагніченості насичення (1,43Тл), а також відмінні хімічна та корозійна стійкість [2-4]. Унікальне поєднання цих властивостей забезпечує термічну стабільність магнітного носія навіть при розмірах його зерен менше 3нм [5]. Для отримання фази $L1_0$ -FePt необхідне проведення високотемпературної термічної обробки тонких плівок з вихідною невпорядкованою структурою $A1$ -FePt [2-3], якій не характерні високі магнітні властивості і яка не може забезпечити високу щільність запису та надійність збереження інформації. При цьому, виявлення

температурних інтервалів фазових перетворень в тонких плівках на основі FePt досі не можна вважати вирішеним питанням.

Метою даної роботи є прецизійне визначення температурних інтервалів структурно-фазових перетворень в тонких плівках Pt(15 нм)/Fe(15 нм)/SiO₂/Si за допомогою *in situ* вимірювання електричного опору під час термічної обробки.

Температурна залежність електричного опору двошарової тонкої плівки Pt/Fe, отримана методом *in situ* резистометрії, наведена на рисунку 1. В результаті аналізу характеру температурної кривої електроопору на кривій R(T) виділено чотири характерні області (I–IV):

I) лінійне зростання електричного опору при відпадах до 155°C (рис. 1, обл. I) – існування в структурі тонких плівок окремих шарів Pt та Fe;

II) більш різке зростання електричного опору після термічної обробки в інтервалі температур 155-225°C (рис. 1, обл. II) – утворення та подальший ріст зародків неупорядкованої фази *A1*-FePt;

III) практично незмінне значення електричного опору при відпадах в інтервалі температур 215-415°C (рис. 1, обл. III) – у структурі тонкої плівки продовжується процес росту неупорядкованої фази з одночасним формуванням зародків впорядкованої фази, в результаті чого збільшення опору внаслідок утворення фази *A1*-FePt компенсується зменшенням опору, пов'язаним із процесом упорядкування;

IV) зменшення електричного опору при відпадах за температур >415°C – збільшення кількості та ступеню впорядкування фази *L1₀*-FePt.

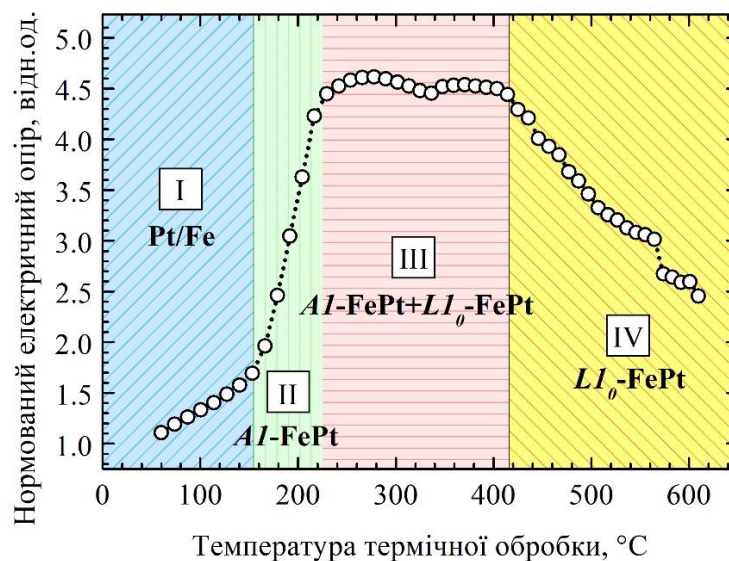


Рисунок 1 – Температурна залежність електричного опору тонких плівок Pt/Fe

Отримані результати узгоджуються із результатами рентгеноструктурного фазового аналізу та пошарового хімічного аналізу.

Список літератури

1. High K_u materials approach to 100 Gbits/in² / D. Weller et al. // IEEE Trans. Magn. – 2000. – Vol. 36. – P. 10-15.
2. Structure and Magnetic Properties of $L1_0$ -Ordered Fe–Pt Alloys and Nanoparticles / J. Lyubina, B. Rellinghaus, O. Gutfleisch, and M. Albrecht, (Ed. K. H. J. Buschow) // Handbook of Magnetic Materials. – 2011. – Vol. 19: 291-305.
3. Varvaro G. Ultrahigh-Density Magnetic Recording. Storage Materials and Media Designs / edited by G. Varvaro, F. Casoli. – New York : Pan Stanford, 2016. – 554 p.
4. Review Article: FePt heat assisted magnetic recording media / D. Weller et al. // J. Vac. Sci. Technol. – 2016. – Vol. 34, issue 6. – P. 60801.
5. Varvaro G. $L1_0$ FePt-based thin films for future perpendicular magnetic recording media / G. Varvaro, S. Laureti, D. Fiorani // J. Magn. Magn. Mater. – 2014. – Vol. 368. – P. 415-420.

УДК 621.785

Г.Ю. Калашніков, Є.О. Чуб, В.В. Статкевич

Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»

ДИФУЗІЙНЕ ТИТАНОАЛЮМОХРОМУВАННЯ СТАЛІ 9ХС. ФІЗИКО-ХІМІЧНІ УМОВИ ТИТАНОАЛЮМОХРОМУВАННЯ СТАЛІ 9ХС В СЕРЕДОВИЩІ ХЛОРУ

Значного поширення в хіміко-термічній обробці набули методи поверхневої обробки сплавів із використанням хлоридних фаз. Дифузійне насичення з газової фази має суттєві переваги порівняно з іншими методами: високу якість покриттів, можливість гнучкого керування процесом, високу продуктивність та економічність. Таким чином, значний інтерес мають дослідження факторів, які впливають на стан газового середовища і безпосередньо на фазовий, хімічний склад, структуру, властивості покриттів. Хлоридні газові середовища успішно використовують для титанування, хромування, алітування тощо металів та сплавів. Відомо, що в процесі хіміко-термічної обробки нижчі хлориди дисоціюють на оброблюваній поверхні з виділенням насичувального ме-

талу й утворенням вищих хлоридів. Останні дифундують у реакційному просторі від поверхні вихідного сплаву до насичувального металу (Ti, V, Cr тощо), де згадані реакції перебігають у зворотному напрямку. Термодинамічний аналіз реакційного простору дає змогу визначити принципову можливість насичення тим або іншим елементом чи групою елементів, а також коректно підійти до вибору раціональних технологічних параметрів процесу (складу вихідних реагентів, температури, тиску).

У роботі при аналізі фізико-хімічних умов ХТО було використано термодинамічний підхід, спрямований на теоретичне визначення складу рівноважного середовища. При цьому визначали вплив концентрації в системі насичувальних компонентів (Ti, Al, Cr), активатора (Cl), кисню, азоту повітря, вихідного сплаву, тиску, температури на склад реакційного середовища. В основу запропонованого в роботі методу ХТО покладено перебіг гетерогенних хімічних транспортних реакцій. Насичувальний порошок, у розглядуваному випадку суміш порошків Ti, Al, Cr реагує з хлором (активатором) з утворенням хлоридів металів різної валентності, в т.ч. і низької. Останні потрапляють унаслідок різного парціального тиску до оброблюваної поверхні, де відбуваються реакції диспропорціювання, адсорбція Ti, Al, Cr сплавом, дифузія вищих хлоридів у порошкову суміш. Реакційне середовище з точки зору можливості отримання багатокомпонентних покриттів має відповідати таким вимогам:

- парціальний тиск хлоридів насичувальних металів повинен бути досить високим;
- у газовій фазі мають міститися хлориди насичувальних металів різної валентності, що робить вірогідним перебіг зворотних транспортних реакцій;
- серед фаз у конденсованому стані мають міститися речовини, які відповідають покриттю;
- вміст у газовій та в конденсованій фазах в інтервалі температур насичення шкідливих речовин повинен бути мінімальним.

При багатокомпонентному насиченні можливість транспорту елементів буде визначатися парціальним тиском їх хлоридів, а фазовий склад покриття — фазовим складом речовин у конденсованому стані за температур ХТО. Рівновагу оцінювали в інтервалі температур 300—1500 К для систем за участю насичувальних металів (Ti, Al, Cr), хлору, вуглецю, азоту, кисню, елементів основи (Fe). Зразки з покриттями досліджені сучасними методами фізичного матеріалознавства.

Результати досліджень реакційного середовища, фазового, хімічного складу, кінетичні криві росту, залежність параметрів кристалічної ґратки від товщини карбідних шарів, розподіл елементів за товщиною покриттів показали, що для газової складової системи $Al-Cl-C = 5,0-1,0-2,0$ (моль) вірогідна наявність чотирьох хлоридів алюмінію $AlCl, AlCl_2, AlCl_3, Al_2Cl_6$. Розрахунки пока-

зали екстремальну залежність парціального тиску хлоридів від температури: 500 К — для Al_2Cl_6 , і 1000 К — для $AlCl_3$, 1400 К — для $AlCl$ та $AlCl_2$. Слід відзначити вміст у газовій фазі алюмінію в атомарному вигляді, парціальний тиск якого монотонно зростає з підвищенням температури.

Серед конденсованих фаз для цієї системи вірогідна наявність карбїду Al_4C_3 і алюмінію, кількість якого зменшується з підвищенням температури. Одночасна наявність у системі азоту й вуглецю не впливає на склад газової фази сполук Al . Серед конденсованих фаз стабільно існують у дослідженому інтервалі температур нітрид AlN та карбїд алюмінію Al_4C_2 . Аналіз літературних джерел щодо питань фазового складу алітованих металів і сплавів показав можливість існування в покриттях карбїдних: Al_4C_3 і Fe_3AlC_x . Утворення нітриду алюмінію залишається маловірогідним як при азотуванні сталей зі значним вмістом алюмінію, так і при алітуванні азотованих сталей. Розрахунки показали, що для систем за участю титану й алюмінію характерна наявність у газовій фазі хлоридів обох металів з приблизно однаковим парціальним тиском за температур ХТО. Максимальний парціальний тиск мають хлорид титану $TiCl_2$ за температури 1400 К і хлорид алюмінію $AlCl$ за температури 1500 К. Серед конденсованих фаз стабільно існує в широкому інтервалі температур (450—950 К) карбїд титану TiC . У системі $Al - Ti - Cl - C - N = 2,5 - 2,5 - 2,0 - 1,0 - 1,0$ з азотом містяться нітриди TiN і AlN . Кількість сполуки TiN збільшується від 0,5 моля при 450 К до 1,0 моля за температури 950 К. Існування нітриду AlN обмежене температурою 800 К. Цілком зрозуміло, що формування шарів сполук TiN , TiC відбувається за рахунок азоту й вуглецю основи. Першим у дослідженому інтервалі температур утворюється і примикає до основи шар TiN , наступним — шар TiC . Вільна енергія утворення сполуки TiN при 1000 К становить — 58 ккал/моль, TiC — 41 ккал/моль. Слід зазначити, що шар на основі сполуки $TiCN$ при титаноалітуванні азотованих сталей У10А, 9ХС, ШХ15, твердих сплавів не виявлено.

Дослідження газового та конденсованого станів системи $Ti - Al - Cr - C - N$ різного складу в інтервалі температур 300—1500 К показали значну вірогідність насичення сталі 9ХС титаном і алюмінієм, меншу хромом, утворення на поверхні фаз TiC , TiN .

УДК 621.74.06

Калюжний П. Б., Коломійцев С. В., Погребач Є. В.

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

ПЕРЕДУМОВИ СТВОРЕННЯ РОТОРНО-КОНВЕЄРНИХ КОМПЛЕКСІВ ЛИТТЯ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ

Реалізація технологічних процесів на основі принципів роторно-конвеєрних ліній широко використовується для одержання металопродукції, зокрема методами штампування, на потреби загального та військового машинобудування, лікарських засобів, у харчовій та приладобудівній промисловості. Перевагами роторно-конвеєрних комплексів перед ливарними автоматичними формувальними лініями є вища продуктивність при нижчій енергоємності та капітовкладеннях, скорочення виробничих площ, виключення суб'єкта з технологічного процесу. Однак спроби реалізації роторно-конвеєрних ліній у ливарному виробництві не мали успіху через невідповідність певних довготривалих ливарних операцій принципам побудови таких ліній. Поява нових способів формоутворення, таких як лиття за моделями, що газифікуються, та інноваційних розробок, які спрямовані на прискорення заливання сплаву, інтенсифікацію охолодження виливків, а також сучасні методи швидкісної обробки інформації про стан ливарних об'єктів дають підстави для створення високошвидкісних ливарних роторно-конвеєрних комплексів.

Саме використання методу лиття за моделями, що газифікуються, в тому числі і під надлишковим тиском на метал, дасть змогу створити ливарні комплекси високої продуктивністю за умов:

1) скорочення циклу та скорочення технологічних операцій виготовлення ливарних пінополістиролових моделей та блоків з використанням високотемпературних рідких середовищ з температурою понад 130 °С;

2) мінімізації термочасових параметрів твердіння, охолодження виливків та отримання форми, які водночас мають бути рівнозначними, що досягається, в першу чергу, використанням пінополістиролового моноблоку з камерою тиснення на рідкий метал та інтенсивного тепломасообміну на межі «метал-форма», який забезпечується використанням холодоагентів або динамічного та аеродинамічного переміщення дисперсного вогнетриву;

3) застосування швидкосохнучих протипригарних покриттів для ливарних моделей на заміну водним протипригарним фарбам, які потребують довготривалого приготування, нанесення та сушіння;

4) використання лише одного інструменту (прес-форми, контейнера), у якому відбуваються усі проміжні технологічні об'ємні операції, та прямолінійного переміщення при виготовленні ли-

варної моделі, форми і заповнення останньої металом шляхом дії на нього тиску за відповідною програмою, яка забезпечує задану швидкість переміщення металу у формі незалежно від її перерізу;

5) зміцнення ливарної форми лише на період тверднення виливків за рахунок її вакуумування, що у подальшому дає змогу видалення формувального матеріалу під дією гравітаційних сил з робочої частини оснащення у накопичувач контейнера;

б) максимальне компонування однотипних чи різнотипних ливарних моделей у порожнині форми дає змогу водночас одержувати виливки різної геометрії та маси і підвищити щільність потоку, а це дасть можливість адаптувати процес до максимально можливих швидкостей їх транспортування, що належним чином суттєво підвищить продуктивність таких ливарних роторно-конвеєрних комплексів.

Реалізація роторно-конвеєрних комплексів за технологією лиття за моделями, що газифікуються, дасть змогу вирішити задачу комплексної автоматизації масового виготовлення виливків із залізвуглецевих та кольорових сплавів.

УДК 621.891

В.В. Катерленко

Інститут металофізики ім. Г.В. Курдюмова НАН України

ДОСЛІДЖЕННЯ СТРУКТУРИ ЗАЕВТЕКТИЧНИХ ЛИТИХ СПЛАВІВ

КВАЗИПОДВІЙНОЇ СИСТЕМИ Fe - CrV₂

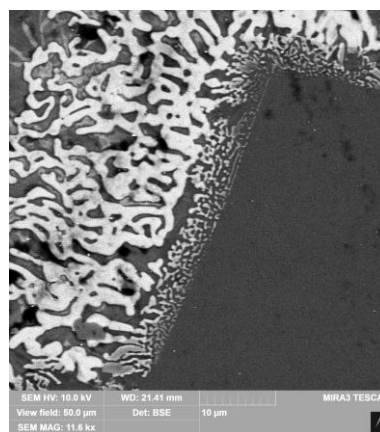
Сплави, які мають високу абразивну стійкість і широко використовуються в промислових масштабах, є заевтектичними, тобто вміщують у великій кількості надлишкові кристали твердих фаз, переважно фаз або елементів втілення (тверді сплави типу ВК, ТК, чавуни). Усі ці сплави побудовано за принципом композиційних матеріалів, де тверда складова в структурі несе основне навантаження, а металева зв'язка передає та перерозподіляє локальні напруження, дисипуючи тим самим енергію. Ефективність дисипації енергії залежить від типу міжфазної взаємодії та площі поверхні матриця - зміцнювач. Добре відомо, що подрібнення розмірів надлишкових кристалів, тобто збільшення площі контакту фаз, призводить до підвищення абразивної стійкості [1]. Послаблення міжфазної взаємодії призводить до зменшення ефективності передачі та перерозподілу ле-

кальних напружень, які виникають у процесі експлуатації, між структурними складовими сплаву [2]. Намагання використати ці дві важливі складові абразивної стійкості, поряд з варіюванням природи зміцнюючої та матричної фаз, є рушійною силою для розробки нових сплавів, стійких до абразивного зношування.

З огляду на наведені міркування перспективною для розробки нових абразивно-стійких сплавів, є квазіподвійна система Fe-CrV₂, в якій металевою матрицею є залізо, а зміцнювачем виступає диборид хрому [3] (рис.1,2). Дослідження структури литих заевтектичних сплавів системи Fe-CrV₂ (20-25ваг.% CrV₂) в електронному растровому мікроскопі дозволило встановити яким чином у процесі кристалізації відбувається зародження евтектичних колоній в переохолодженій рідині, яка залишилася після твердіння надлишкових кристалів CrV₂. Залізну матрицю сплавів було витравлено спеціальним реактивом для виявлення деталей будови кристалів дибориду хрому (рис.2). Надлишкові кристали дибориду при кристалізації повторюють форму елементарної кристалічної комірки і набувають правильної форми гексагональних призм. Оскільки сплави виготовляли методом індукційної плавки в захисній атмосфері аргону у тиглях з окису алюмінію, між моментом виключення індуктора та початком кристалізації (поява перших надлишкових кристалів дибориду хрому), проходив невеликий проміжок часу, біля 5сек. За цей час, внаслідок суттєвої різниці в питомій вазі між залізом (7,8г/см³) та диборидом хрому (6,17г/см³), надлишкові кристали останнього встигали сплисти в рідині і навіть зорієнтуватися вертикально продовжною віссю (рис.1,а).



а



б

Рис.1. Металографічна структура литих заевтектичних сплавів квазіподвійної системи Fe-CrV₂. а – поперечний перетин зливка паралельно його поверхні; б – зародження евтектичної колонії на поверхні затвердівшого надлишкового кристалу CrV₂.

Треба відзначити, що боридна складова є зароджуючою та ведучою фазою евтектичної кристалізації [3]. Боридна складова евтектичної колонії зароджується на готовій поверхні затвердівших надлишкових кристалів і звідти проростає в рідину, утворюючи тим самим зміцнюючий каркас (рис.1,б). Фронт кристалізації залізної матриці з деяким запізненням рухається за фронтом кристалізації боридної фази (кооперативний зріст) і таким чином утворюється евтектична колонія, яка заповнює простір між надлишковими кристалами. Після видалення залізної матриці добре видно поверхню надлишкових кристалів дибориду хрому, на поверхні яких зароджується боридна складова евтектики і самі евтектичні кристали бориду (рис.2).

Важливим є те, що склад, тип і періоди кристалічних ґраток боридів в евтектиці і надлишкових боридів, які виступають в якості підкладки, однакові. Це визначає подібний до епітаксіального ріст евтектичних кристалів, коли між атомними ґратками обох боридів утворюється когерентний зв'язок з мінімальною кількістю дефектів неузгодження. Завдяки міцному «зчепленню» евтектичних боридів з надлишковими кристалами їх поверхня збільшується, площа опору на металеву матрицю також збільшується, і це призводить до ефективної дисипації енергії при зовнішньому навантаженні.

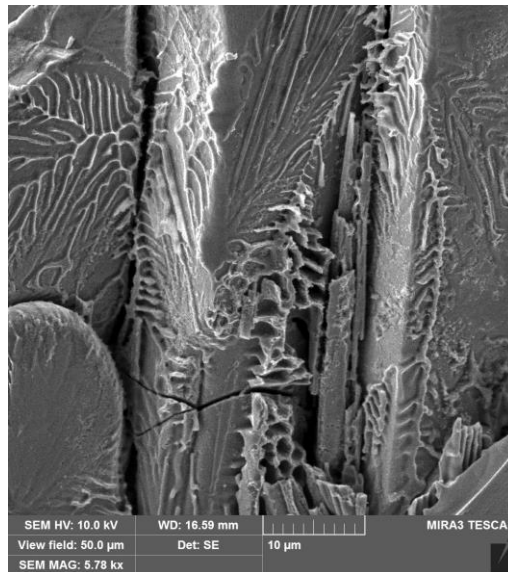


Рис.2. Зображення надлишкового кристалу CrB_2 з попередньої фотографії, але вид його бокової поверхні. Залізна матриця сплаву витравлена. Растровий електронний мікроскоп.

Встановлена особливість структури заевтектичних сплавів теоретично повинна сприяти підвищенню характеристик міцності при виникненні локальних неоднорідних полів напружень, які утворюються в умовах функціонування перемінних або знакоперемінних навантажень, напри-

клад, у процесі сухого тертя ковзання або абразивного тертя. У подальшому це передбачення необхідно перевірити експериментально.

Список літератури

1. Батаев А.А., Батаев В.А. Композиционные материалы: строение, получение, применение. Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2002. — 384 с. — (Серия «Учебники НГТУ») — ISBN 5-7782-0315-2.
2. Композиционные материалы. Карпинос Д.М. (ред.). Справочник. — Киев: Наукова думка, 1985. — 588 с.
3. В.Є. Панарін, В.Є. Катерленко, М.В. Кіндрачук, Є.В. Корбут, Є.П. Костюк. Прогнозування триботехнічних характеристик заевтектичних сплавів на основі заліза з тугоплавкими боридами. Проблеми тертя та зношування. – 2014. - № 4 (65). – С. 110 – 115.

УДК 621.745.5.06/.07:536.5

А. Л. Корниенко, Д. А. Петренко

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, г. Киев

МОДЕРНИЗАЦИЯ НЕПРЕРЫВНОГО СВЕТОВОДНОГО И БЕСКОНТАКТНОГО ТЕРМОКОНТРОЛЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ НА БАЗЕ НОВЫХ ТЕХНОЛОГИЙ СПЕКТРАЛЬНОЙ ПИРОМЕТРИИ ИЗЛУЧЕНИЯ

Непрерывный контроль температуры расплавов непосредственно в металлургических агрегатах, особенно высокотемпературных, актуален практически для каждого литейного или металлургического предприятия. Для «закрытых» и «открытых» с точки зрения пирометрии излучения металлургических печей и агрегатов д.т.н. Жуковым Л. Ф. разработаны и успешно внедрены технологии световодной и бесконтактной термометрии.

Система световодного термоконтроля на базе классической термометрии состоит из адаптируемой к объекту контроля первичной части, включающей световодное устройство (СУ), устройство оптического сочленения (УОС) и фокусирующее устройство (ФУ), а также из универсальной вторичной части, включающей волоконно-оптический кабель (ВОК), первичный пирометрический преобразователь (ППП), вторичный измерительный преобразователь (ВИП), измери-

тельный регистрирующий прибор (ИРП) и выносное цифровое индикаторное устройство (ВЦИУ) (Рис.1).

Вторичная часть является общей для систем световодного и бесконтактного термоконтроля.

Система бесконтактного термоконтроля на базе классической пирометрии излучения в составе своей первичной части содержит визирное устройство (ВУ) и ФУ. СУ формирует и передает через футеровку тепловое излучение, термометрические параметры которого однозначно связаны с температурой сплава. УОС обеспечивает оптическое сочленение ФУ с СУ, а также их герметизацию, механическую защиту и охлаждение. ВУ обеспечивает ручное или автоматическое визирование термометрируемой поверхности металла, защиту ФУ от механических и тепловых воздействий, а также удаление загрязняющих примесей из промежуточной среды. ФУ собирает выведенное СУ из полости металлургического агрегата или сформированное ВУ излучение и направляет его в волоконно-оптический кабель (ВОК). ППП преобразует, в заданных спектральных диапазонах, яркость излучения металлического сплава в электрические сигналы, которые обрабатываются ВИП в соответствии с алгоритмами классической пирометрии излучения. ИРП представляет собой аналоговый самопишущий прибор, предназначенный для регистрации полученных результатов измерений температуры.

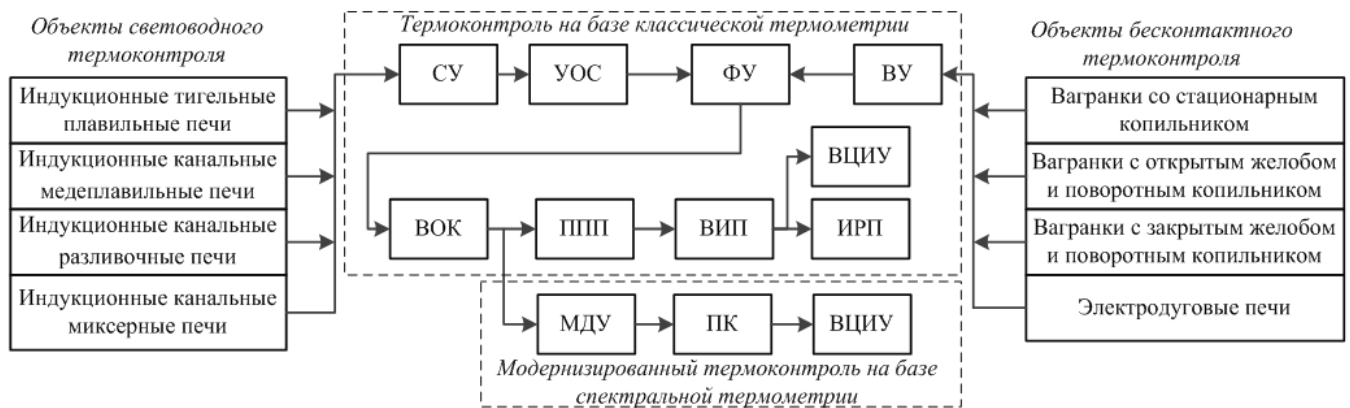


Рис.1 – Непрерывный световодный и бесконтактный термоконтроль металлических сплавов на базе классической и спектральной термометрии.

Наиболее распространенными в металлургии являются печи и агрегаты периодического действия. Это значительно ограничивает использование световодного термоконтроля, из-за случайных изменений излучательной способности иммерсионной части световодов. На излучательную способность влияют оксидные пленки, эрозия и трещины на иммерсионной поверхности световодов. Случайные изменения излучательной способности и пропускания промежуточной среды также являются проблемой и для классической пирометрии излучения. Вследствие нестабильно-

сти указанных характеристик в производственных условиях методические погрешности измерений температуры достигают сотен градусов в абсолютном исчислении.

Для минимизации или полного исключения методических погрешностей при минимальном уровне инструментальных погрешностей предложены новые технологии спектральной термометрии – симметрично-волновая (СВПИ) и двухцветовая компенсационная (ДКПИ) пирометрия излучения. При одинаковых модулях и знаках погрешностей измерений исходных одноцветовых температур излучения инструментальные погрешности СВПИ и ДКПИ почти совпадают и практически равны погрешностям измерений исходных одноцветовых температур. В наиболее вероятных условиях промышленных измерений (при различных знаках погрешностей измерений одноцветовых температур излучения) инструментальные погрешности ДКПИ становятся пренебрежимо малыми.

В модернизированных световодной и бесконтактной системах непрерывного термоконтроля вместо ППП, ВИП и ИРП использованы многоцветовое детектирующее устройство (МДУ) и персональный компьютер (ПК). МДУ представляет собой микроспектрометр на базе линейного многоточечного детектора излучения с зарядовой связью и позволяет регистрировать яркость излучения на 2048 узкополосных участках в спектральном диапазоне 0,5...1,1 мкм. ПК обрабатывает полученную МДУ первичную пирометрическую информацию по алгоритмам спектральной термометрии, рассчитывает результат измерения температуры, индицирует его на ВЦИУ, а также обеспечивает архивирование полученной измерительной информации.

Таким образом, применение новых спектральных термометрических технологий позволяет повысить метрологические характеристики и расширить область применения непрерывного световодного и бесконтактного термоконтроля в металлургии.

УДК 669.15-194:539.389.2

П.М. Кучеренко

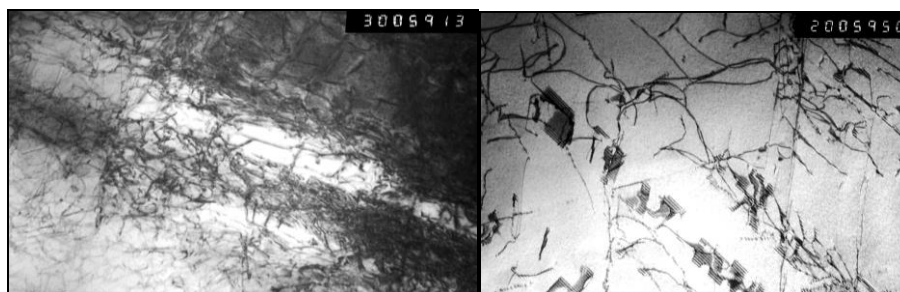
Фізико-технологічний інститут металів і сплавів НАН України, Київ

*e-mail: odus@ptima.kiev.ua***СТРУКТУРА Fe-Cr-Mn-N СТАЛІ ПІСЛЯ ДЕФОРМАЦІЇ ТИСКОМ
ТА КАВІТАЦІЙНОГО ЗНОШУВАННЯ**

За мету досліджень було взято визначення можливості застосовувати закономірності деформаційного зміцнення і формування субструктури сталей при об'ємному механічному деформуванні макрозразків на ці закономірності при кавітаційному зношенні, бо у випадку деформаційного зміцнення технічно більш доступно пряме визначення ефективності такого зміцнення та виготовлення фольг для трансмісійного електронно мікроскопічного аналізу.

Деформування макрозразків ($d=20$ мм, $h=30$ мм) виконували стисканням на 9,6%, виготовлених з обраної для дослідження сталі марки 17X14Г19АФ із стабільним аустенітом, яка дисперсійно зміцнена нанорозмірними частинками VN при відпуску 700 °C (24 години) після гомогенізації 1200 °C (2 години).

Кавітаційне зношування проводили на магнітострикційній установці УЗДН-2Т, у водяному середовищі при частоті коливань 22кГц.



а)

б)

Рис. 1 – Структура сталі 17X14Г19АФ після деформації стисненням на 9,6% (а) (x20000) та після кавітаційного зношування (21 год) (б) (x30000).

Для дослідження на електронному мікроскопі JEM–200 CX фольги виготовляли із макрозразків на половині їх висоти та з кавітаційно зношеної поверхні.

Порівнюючи субструктури (рис. 1) було визначено, що при об'ємному стисненні та кавітаційній дії деформаційне зміцнення досягається шляхом дислокаційного зміцнення. У зразках сформувалось майже однорідна сітка дислокацій, але, оскільки, при деформації в мікрооб'ємах від дії

кавітації щільність дислокацій менша ніж після деформації стисненням, можна зробити висновок, що ступінь пластичної деформації в мікрооб'ємах менший ніж при макродеформації стисненням.

Було доведено, що доцільно використовувати залежності формування дислокаційної структури при об'ємному механічному деформуванні для аналізу її формування при деформації в мікрооб'ємах металу при кавітаційній дії. Встановлено, що при обох видах деформації в Fe-Cr-Mn-N сталі з стабільним аустенітом з попереднім дисперсійним зміцненням деформаційне зміцнення відбувається дислокаційним шляхом за механізмом Орована.

УДК 669-15

Т.О. Макруха, О.О. Костерін

Національний університет кораблебудування ім. адм. Макарова
e-mail: tmakruha@gmail.com

ВПЛИВ ПЕРЕДРЕКРИСТАЛІЗАЦІЙНОЇ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА СУБСТРУКТУРУ ТЕХНІЧНО ЧИСТОГО ЗАЛІЗА ТА ВУГЛЕЦЕВИХ СТАЛЕЙ

Проблемою сучасного машинобудування є підвищення надійності та ресурсу роботи деталей машин та механізмів. Експлуатаційні характеристики деталей машин в цілому, їх ресурс роботи визначаються переважно фізико-механічними властивостями здебільшого металів і сплавів, з яких вони виготовляються. Для вирішення цієї проблеми розроблено спосіб деформаційної та термічної обробки металів та сплавів, що включає попередню деформацію металу або сплаву з наступною передрекристиалізаційною термічною обробкою (ПТО) [1]. Однак, у даного способу є недолік, пов'язаний з малим часом витримки (до 10 хвилин). Тому *метою роботи* є вивчення впливу комбінованої деформації на термічну стійкість полігонізаційної субструктури технічно чистого заліза та вуглецевих сталей.

Для досліджень використовували технічно чисте залізо марки Э12, сталь та сталь 45 після відпалу. Відпалені зразки піддавали холодній динамічній деформації. Після чого проводили статичну деформації за допомогою гідравлічного пресу. Термічну обробку зразків здійснювали в лабораторній електричній печі СНОЛ-1.6.2.0.08/9-М1. Твердість HV_5 визначали на приладі типу «Віккерс». Твердість зразків після відпалу складала: технічно чистого заліза – 1,11 ГПа, сталі 20 – 1,45 ГПа, сталі 45 – 1,70 ГПа.

Спочатку проводили холодну динамічну деформації на 30 %, потім – статичну деформацію на 30 %. Сумарна величина комбінованої деформації склала 60 %. Отримані зразки нагрівали у печі

до температури початку первинної рекристалізації матеріалу (500 °С). Результати дослідження впливу тривалості витримки наведено на *рис. 1*.

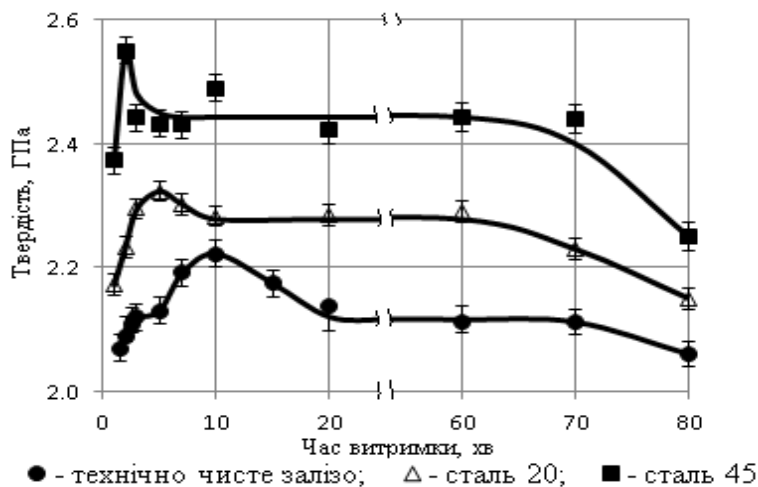


Рис. 1. Залежність твердості технічно чистого заліза, сталей 20 та 45 від тривалості витримки при ПТО

наступній ПТО відповідно до 20...70 хв, 10...60 хв, 5...60 хв. Далі аналізували зміну величини та кількості субструктурних елементів у залізі та вуглецевих сталях [2], які визначали за допомогою рентгенівського дифрактометра ДРОН-3 у випромінюванні молібдену. Результати досліджень наведені у *табл. 1*.

Табл. 1. Вплив комбінованого деформування на розмір та кількість субструктурних після ПТО технічно чистого заліза та вуглецевих сталей

| Матеріал | Тривалість витримки, хв | Твердість, ГПа | Розмір ОКР, нм | Кількість наноструктурних елементів, % | Кут розорієнтування $\delta_{ср}$, ° |
|-----------------------|-------------------------|----------------|----------------|--|---------------------------------------|
| Технічно чисте залізо | - | 1,65 | 186 | 55 | 0,7 |
| | 10 | 2,22 | 125 | 75 | 1,08 |
| | 60 | 2,11 | 175 | 58 | 0,9 |
| Сталь 20 | - | 1,97 | 143 | 17 | 0,2 |
| | 5 | 2,32 | 119 | 20 | 1,0 |
| | 60 | 2,29 | 187 | 16 | 0,4 |
| Сталь 45 | - | 2,23 | 110 | 15 | 0,17 |
| | 2 | 2,55 | 80 | 20 | 0,7 |
| | 60 | 2,44 | 179 | 18 | 0,2 |

Із табл. 1 випливає, що розмір ОКР технічно чистого заліза, сталі 20 та сталі 45 після передрекристалізаційної термічної обробки, яка забезпечує максимальну твердість, зменшується порівняно зі станом після деформації, та залишається близьким до наномасштабного розміру, при цьому кількість наномасштабних елементів збільшується. Найбільший кут розорієнтування спостерігається при максимальних значеннях твердості. При збільшенні часу витримки він зменшується, але залишається більшим, ніж після комбінованого деформування. Звідси випливає, що комбіноване деформування з наступною ПТО забезпечують здрібнення субструктури та збільшує термічну стабільність. Це забезпечує прояв «розмірного ефекту», зокрема підвищення твердості.

Таким чином, встановлено, що суттєве зменшення розміру ОКР, які набувають фактично наномасштабного розміру, та збільшення їх кількості забезпечує комбінована деформація з наступною передрекристалізаційною термічною обробкою.

Список літератури

1. Пат. 88755 Україна МПК (2009) С23С 4/18. Спосіб нанесення покриттів / О. М. Дубовий, Т. А. Янковець, А. А. Карпеченко, О. О. Жданов; заявник і патентовласник Національний університет кораблебудування імені адмірала Макарова. — № а 2009 02658, заявл. 23.03.2009; опубл. 10.11.2009, бюл. № 21.
2. Горелик, С. С. Рекристаллизация металлов и сплавов / С. С. Горелик, С. В. Добаткин, Л. М. Капуткина // М.: МИСИС, 2005. – 432 с.

УДК 669.245.018:629

О.В. Михнян

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ
Тел. (044) 424-00-79, mixnyan@ukr.net

МОДИФІКОВАНИЙ ПЛАВЛЕНИЙ КВАРЦ, ЯК ПЕРСПЕКТИВНИЙ МАТЕРІАЛ ДЛЯ СТРИЖНІВ

Технології точного лиття дозволяють одержувати вироби, які практично не потребують механічної обробки. При таких способах виготовлення виливків до оболонкових форм, а також стрижнів, пред'являються підвищенні вимоги. Ливарні форми та стрижні повинні витримувати значні теплові навантаження при заповненні їх розплавом та в процесі твердіння виливків не взає-

модіяти з рідким металом. Тому важливим етапом при розробці технології одержання литих виробів по моделях, що виплавляються, є вибір термо- та хімічностійких вогнетривких матеріалів, які забезпечують підвищені міцнісні властивості форм, стрижнів та плавильних тиглів в процесі плавки, що в порівнянні з виробами, які призначені для деталей з рівновісною полікристалічною структурою більший час контактують з розплавом.

Саме для підвищення робочих характеристик керамічних матеріалів для отримання виливків з орієнтованою структурою започаткований і набуває розвитку в Фізико-технологічному інституті металів та сплавів НАН України такий науковий напрямок, як модифікування відомих вогнетривких композицій дисперсними порошками. В якості основи для виготовлення стрижнів використовували плаваний кварц, зміцнюючих добавок (модифікаторів) кераміки – дисперсні порошки алюмінію, кремнію і бору та їх комплекси. Обрані вогнетривкий матеріал та добавки відповідають наступним критеріям: доступність і невисока вартість; хімічна інертність на повітрі; здатність до утворення тугоплавких оксидів та хімічних тугоплавких сполук, які не взаємодіють з розплавом.

Значення коефіцієнту лінійного термічного розширення павленого кварцу на порядок нижче у порівнянні з іншими вогнетривкими матеріалами. Це дає змогу отримати більш високу геометричну точність виливків, зменшити різностінність лопаток, і в результаті знизити кількість браку при використанні в якості основи стрижнів.

Особливістю одержання кераміки на основі кварцу є забезпечення необхідної міцності при її спіканні. Процес виготовлення кераміки ускладнюється небажаним утворенням в ній кристобаліту, який призводить до деформації або руйнування кераміки. Негативний вплив кристобаліту на міцнісні властивості керамічних виробів обумовлений переходом високотемпературного α -кристобаліту, що утворився, в низькотемпературний β -кристобаліт. Таке перетворення супроводжується об'ємними змінами в кераміці, які створюють великі напруження і призводять до її розтріскування.

Термодинамічні розрахунки дозволили визначити умови для утворення різних модифікацій кремнезему при кристалізації кераміки. Для запобігання процесу кристалізації та зниження температури спікання кераміки використовували дисперсні порошки алюмінію, кремнію і аморфного бору. Алюміній в процесі випалу взаємодіє з присутнім киснем і гальмує процес поліморфного переходу α - в β -кристобаліт. Частки металевого кремнію, що розміщуються навколо зерен SiO_2 при спіканні, розплавляються і додатково зміцнюють каркас вогнетривкої суміші. Бор сповільнює швидкість кристалізації павленого кварцу і зменшує температуру спікання кераміки за рахунок утворення плівки легкоплавкого оксиду бору навколо кремнезему.

Проведені дослідження дозволили запропонувати наступний склад стрижневої суміші (% по масі): основа - плавлений кварц, легкоплавкий пластифікатор - 14 – 19, а також порошки - алюмінію (3,0 – 5,0), кремнію (0,5 – 5,0), бору (0,1 – 0,6) (табл.).

Таблиця

Залежність міцності керамічних стрижнів з плавеного кварцу від складу вогнетривкої суміші

| Склад суміші, % по масі | | | | | Границя міцності на згин, МПа |
|----------------------------|-----------------------------|---------------------|------------------|--------------------|--|
| Плавлений кварц | Пластифі- катор ПП-10 | Порошок алюмінію | Порошок бору | Порошок кремнію | Температура випробувань, 1050 °С |
| 78,8 | 16 | 3,0 | 0,2 | 2,0 | 23,5 |
| 81,2 | 14 | 3,0 | 0,3 | 1,5 | 23,8 |
| 75,1 | 18,5 | 3,0 | 0,4 | 3,0 | 24,6 |
| 78,5 | 17 | 3,0 | 0,5 | 1,0 | 25,3 |
| 72,9 | 19 | 3,0 | 0,1 | 5,0 | 24,5 |
| 80,9 | 15 | 3,0 | 0,6 | 0,5 | 25,0 |
| 74,45 | 18 | 3,0 | 0,05 | 4,5 | 21,8 |
| 78,25 | 14,5 | 3,0 | 0,75 | 3,5 | 23,1 |
| Прототип | | | | | |
| Плавлений кварц | Пластифікатор ПП-10 | | Порошок алюмінію | | |
| 84 | 13 | | 3,0 | | 20,7 |

Застосування такої стрижневої суміші на основі плавеного кварцу дозволило зменшити брак за пригаром, засміченню та підвищити геометричну точність внутрішньої порожнини лопаток на 3 – 4 %.

УДК 621.047

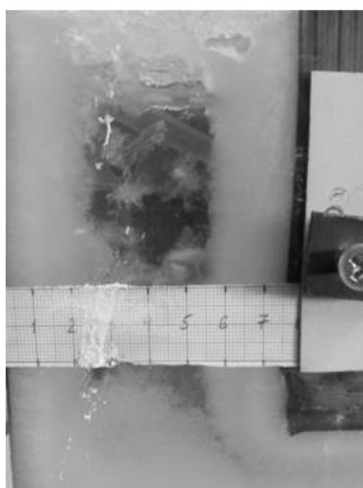
Д.А. Демиденко, В.Г. МогилатенкоНаціональний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»**ТВЕРДІННЯ ПРИ ОБРОБЦІ РОЗПЛАВУ ТІОСУЛЬФАТУ НАТРІЮ ВІБРАЦІЄЮ**

Подрібнення структури можна досягти перемішуванням, обробкою розплаву або форми при формуванні вилівка вібрацією, ультразвуком та іншими фізичними впливами на метал, що кристалізується.

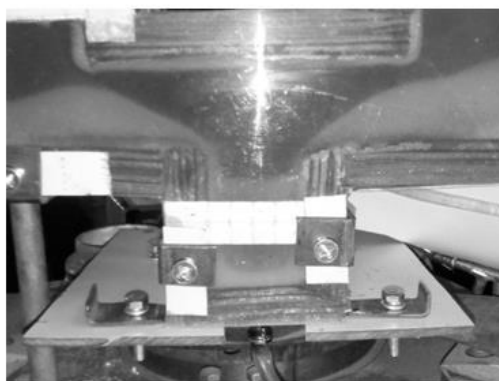
Вібрація є способом примусового перемішування розплаву або незатверділої частини вилівка. Вібрація руйнує великі дендрити в процесі твердіння, їх уламки потрапляють в розплав, сприяють зародженню нових центрів кристалізації, що веде до подрібнення макроструктури і скорочення зони стовпчастих кристалів і пришвидшення кристалізації. Ефективна дія вібрації проявляється при наявності деякої початкової твердої скоринки на стінці форми. Процес може відбуватися або при вібрації заливального пристрою, або при вібрації форми.

Візуалізація процесу твердіння розплаву можлива при використанні у якості моделюючого середовища різних речовин, в тому числі і тіосульфату натрію.

Дослідили вплив вібрації з частотою 50 Гц і амплітудами коливання 0,25мм, 0,35мм, 1мм і 1,5мм на формування структури вилівка з тіосульфату натрію. Встановлено, що під впливом вібрації відбувається інтенсифікація гідродинамічних процесів у кристалізаторі.



а



б

Рисунок. – Зображення кристалізації тіосульфату натрію під впливом вібрації малої (а) і великої (б) амплітуди.

При невеликих амплітудах коливання з частотою 50 Гц наростання твердої фази на стінках виливниці відбувається за логарифмічним законом твердіння, спостерігається поступове осідання зростаючих кристалів у донну частину виливка і затверділий шар наростає дещо швидше ніж без вібрації. При цьому формуються великі за розміром кристали на вільній поверхні розплаву, які поступово опускаються вниз. Зростання твердіння на бокових стінках відбувається за тим же законом, що і у вихідному тіосульфаті натрію.

Збільшення амплітуди (1...1,5 мм) при тій же частоті коливання призводить до того, що зростаючі кристали опускаються у донну частину виливка не стільки з вільної поверхні, скільки з твердої фази, яка зростає на бокових поверхнях виливниці (рисунок). Можливо, що при цих амплітудах, за рахунок вібрації, утворюються сили, достатні для зламу кристалів.

УДК 669.245.018:629

Нейма О.В.

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

E-mail: teleportik123@ukr.net

КОМБІНАЦІЯ СПОСОБІВ ВИДАЛЕННЯ МОДЕЛЕЙ ДЛЯ ОТРИМАННЯ ВИЛИВКІВ ВІДПОВІДАЛЬНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ

При виготовленні виливків типу лопаток ГТД з жароміцних сплавів способом лиття в оболонкові керамічні форми за моделями, що витоплюються (ЛВМ) серйозну проблему представляє забезпечення заданого профілю лопатки. Перевірка виливків на компараторі за різними перетинами профілю лопаток показала, що деталі, отримані способом ЛВМ, мали деякі відхилення від необхідного профілю, що виходять за межі допуску при литті за пінополістироловими (ППС) моделями. Як показують літературні дані, кількість поверхневих дефектів на виливках і загальна кількість браку деталей може бути істотно зменшена за рахунок застосування ППС моделей замість восковмісних для виробництва точного лиття. Відомо, що виливки отримані за ППС моделями майже не поступаються за якістю поверхні виливкам, отриманим способом ЛВМ. Отже, підвищення розмірної точності деталей можна досягти при застосуванні способу лиття в комплексно-модифіковані оболонкові керамічні форми виготовлені за ППС моделями, що попередньо розчинюються або випалюються.

Проте, при проведенні досліджень по випалюванню та розчиненню ППС моделей та при виготовленні дослідних партій виливків було виявлено, що на внутрішніх поверхнях керамічних оболонкових форм можуть виявлятися специфічні дефекти, розташовані в місцях скупчення розплавленого або розчиненого ППС. Причиною появи даних дефектів може бути відрив мікрочастинок кераміки від поверхні форми під час попереднього видалення моделей (випалювання або розчинення). Також відомо, що моделі отримані з ППС плит, мають шорстку поверхню, що не завжди відповідає регламентним нормам, що висуваються до такого високоточного литва як лопатки ГТД. Такі види браку можливо скоротити при застосуванні ППС моделей з підвищеними характеристиками міцності (екструдований ППС) або моделей з шорсткістю поверхні не нижче шостого класу по ДСТУ ГОСТ 25142: 2009.

Виходячи з цього, для запобігання виникнення вищеописаних дефектів та з метою підвищення чистоти поверхні одержуваних виливків досліджували можливість поліпшення поверхні ППС моделей нанесенням легкоплавкого модельного складу, тобто комбінуванням способів ЛВМ і випалювання або розчинення.

Для проведення досліджень з підвспіненого полістиролу марки ПСБ-25 (ДСТУ Б EN 13163-2013) густиною 25 кг/м^3 в автоклаві ГП-400 були виготовлені моделі робочої лопатки II ступені двигуна ДУ 80.

Для забезпечення потрібної чистоти поверхні керамічної оболонки форми, а відповідно, і литої деталі, були випробувані три види покриттів: моделі лопаток занурювали в розплавлений парафін марки Т-1 (СТО 00148636-004-2007), а також у воскоподібну модельну масу «Велен 1» і 3 % -й розчин каніфолі в спирті. Занурювали 3 рази з витримкою 5 хв для висихання. При цьому на поверхні моделі осідає шар покриття товщиною 0,2 – 0,7 мм, що сприяє гарантованому припуску на механічне оброблення деталей та зниженню їх шорсткості. За необхідності, при проектуванні прес-форм, необхідно враховувати зміну геометрії на ці величини.

За отриманими моделями були виготовлені оболонкові керамічні форми з комплексномодифікованої кераміки. На першому етапі технологічного циклу витоплювали модельну масу з поверхні моделей, вживаючи заходів, щоб зона оболонки з ППС моделями не зазнала інтенсивного нагріву. Після витоплювання утворюється технологічний зазор, що компенсує термічне розширення ППС-моделі в процесі випалювання. На другому етапі після виплавки покриття, блок завантажили в термічну піч камерного типу чашею вниз для випалювання ППС відповідно до режиму: температура завантаження в піч становить 20 – 25 °С з підйомом температури 100 °С/год. Через 1 годину витримки при 750 °С охолодили блоки з піччю до кімнатної температури. Потім форму висушили в шафі при температурі 200 °С, завантажили на попереднє прогартування при 850 – 900

°С в камерну піч на 8 – 10 годин з наступним заливанням сплавом СМ88У ВІ (ХН57КВІЮТМБРЛ) в установці УППФ-2 відповідно до прийнятого на підприємстві регламенту.

Для оцінки якості поверхні отриманих виливків у 5-6 різних точках за допомогою профілографа-профілометра було знято профілеграми в різних напрямках, на основі яких проаналізовано рівень шорсткості поверхні виливків. З приладу були зняті показники геометричних характеристик, а саме – середнє арифметичне відхилення профілю: 5,96 – 16,32 мкм для форм, виготовлених за ППС моделями, що видаляються, з нанесенням додаткового покриття, та 7,09 – 18,6 мкм для форм, виготовлених за серійною технологією способом ЛВМ.

Отже, таке бар'єрне покриття дозволило отримати необхідну за регламентними документами чистоту поверхні виливків. Дослідження якості отриманих виливків показали відсутність збіднення контактної зони метал-форма основними легуючими елементами, підвищення розмірної точності виливків і поліпшення шорсткості поверхні деталей.

УДК 669.141.25:621.745

Ж.В. Пархомчук, В.І. Вейс

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ
e-mail: zhanna.mom@ptima.kiev.ua

СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ, КРИСТАЛІЗАЦІЯ ТА СПАДКОВЕ МОДИФІКУВАННЯ СТАЛІ

Традиційні ливарні технології в ряді випадків не забезпечують потрібного поєднання у виливках міцності, пластичності, дисперсності і однорідності литої структури. Вирішення проблеми зводиться до забезпечення оптимального фазово-структурного стану литої сталі, що визначається її складом, умовами кристалізації і остигання виливків.

Серед параметрів управління структурою і властивостями литих сталей (згідно досліджень Єфімова, Вейніка, Куманіна та ін.) слід відзначити: градієнт температур рідкої і твердої фази, протяжність двофазної зони, кінетика виділення твердої фази. Проте за реальних умов фактори тепловідбору дозволяють десятикратно прискорити або сповільнити процеси тверднення. При цьому утворюються структури, що суттєво відрізняються за дисперсністю, ліквациєю, характеристиками дендритної і атомно-кристалічної будови і властивостей. В останні роки набувають широкого розвитку і поширення технології швидкісної і керованої кристалізації, які дозволяють не тільки сут-

тево підвищити рівень властивостей литих виробів, але й ефективно використовувати оборотний селективний метал певної технологічної передісторії, відпрацьовані деталі і спеціальні шихтові заготовки з підготовленою нерівноважною структурою. При цьому суттєвого значення набувають закладені спадкові структурні характеристики шихтових металів, які можуть бути ефективно використані для підвищення властивостей виливків.

На основі системних досліджень встановлено домінуючу роль температурно-часових умов кристалізації в інтервалі швидкостей охолодження розплаву (V_{ox}) 5...750 °C/с на формування литої структури і закладення певних елементів спадковості у вихідних компонентах шихти і модифікуючих добавках на прикладі сталей 20Л, 45Л, У7Л, Р6М5Л.

Встановлено, що введення в розплав сталей дисперсно-структурованих швидкісною кристалізацією добавок сталей аналогічного хімічного складу (15 – 20 %), які зберігають в мікронеоднорідному розплаві структуру ближнього порядку їх вихідного стану, створює передумови утворення значної кількості додаткових зародків кристалізації і реалізацію механізму спадкового модифікування, підвищення характеристик міцності сталей на 10 – 15 %, пластичності у 1,5 – 2,0 рази, ударної в'язкості на 30 – 40 %.

Також показано перспективність використання в якості модифікаторів спадкового модифікування гранульних і порошкових, швидкоохолоджених при кристалізації добавок сталей, а також сталей зміцнених деформаційно-термічною обробкою. При цьому за всіх запропонованих варіантів покращуються характеристики дендритної будови (ДДС, ЩДС), зеренної структури, знижуються прояви ліквациї, підвищується рівень механічних властивостей сталей.

Вперше досліджено і показано ефективність впливу на процеси кристалізації, структуроутворення і формування властивостей сталей стандартних модифікаторів на прикладі СИИТМиш-3 та СК-30 з підготовленою швидкісною кристалізацією ($V_{ox} = 45$ та 650 °C/с) високодисперсною структурою та у стані поставки.

Металографічно встановлено закономірне подрібнення литої структури сталей відповідно зростанню дисперсності структури модифікуючих добавок. Розмір зерна при модифікуванні СИИТМиш-3 та СК-30 у стані поставки зменшується порівняно з немодифікованою сталлю на 2 – 3 номери. Використання ж дисперсно-структурованих кристалізацією при швидкостях охолодження 45 °C/с і 650 °C/с модифікаторів зумовлює суттєве подрібнення зерна виливків сталей на 3 – 4 та 4 – 5 номери відповідно.

Структурний стан модифікаторів СИИТМиш-3 і СК-30 зумовлює також зміни кількісних характеристик дендритної будови досліджуваних сталей. а щільність при цьому підвищується на 30 – 45 % залежно від хімічного складу сталі.

Результати рентгеноструктурних досліджень однозначно свідчать про ефективність проявів структурної спадковості і її впливу на характеристики тонкої кристалічної структури при модифікуванні сталей модифікаторами з підготовленою високодисперсною структурою.

Наведені результати досліджень щодо закономірностей впливу спадкових особливостей будови компонентів шихти і модифікаторів з підготовленою дисперсною структурою відкривають додаткові резерви підвищення властивостей виливків, розроблення нових ливарних технологій і модифікаторів.

УДК 621.785

Соловар О.М., Романішин Р.В., Бондаренко С. Ю.

Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»
Інженерно-Фізичний факультет, МТО, Київ, Україна
e-mail: romanishinroman@gmail.com

ВПЛИВ КОМПЛЕКСНОЇ ЗМІЦНЮЮЧОЇ ОБРОБКИ НА ВЛАСТИВОСТІ ТИТАНОВОГО СПЛАВУ ВТ6

Серед перспективних конструкційних матеріалів, освоєних промисловістю в останні роки, особливе місце займає титан і його сплави. Безперервне розширення області застосування цих матеріалів в різних галузях техніки пояснюється сприятливим поєднанням їх фізико-хімічних властивостей

Одним з найбільш широко застосовуваних методів являється азотування. Азотування з газового середовища є найбільш перспективним в порівнянні з іншими методами завдяки простоті здійснення з точки зору використовуваного устаткування і багатоваріантності геометрії і розмірів оброблюваних деталей [2].

Карбід титану TiC має одні з найвищих зі сполук титану твердість та зносостійкість. В той же час, він відзначається високою схильністю до схоплювання в парах тертя. В той же час, TiN характеризується практично повною інертністю до адгезії і високим опором лункоутворенню. Двошарове покриття, що складається з обох цих фаз, включає всі їх переваги. Причому важливо, щоб саме TiN розташовувався на зовнішній поверхні.

Одним з недоліків титанових сплавів є їх недостатня жаростійкість. Для її підвищення доцільно наносити покриття за участю алюмінію та хрому, які, як відомо [1], стійкі до температур 900-

1000⁰С. Часто вироби з титану, наряду з дією високих температур, працюють в умовах різного роду зношування, тому бажано одночасне підвищення як їх жаростійкості, так і зносостійкості.

В роботі досліджено вплив покриттів на основі азоту, вуглецю, хрому та алюмінію на зносостійкість в умовах тертя ковзання та втомну міцність титанового сплаву ВТ6.

На поверхні зразків, підданих азотуванню в атмосфері технічного азоту при $T=900^{\circ}\text{C}$ впродовж 2 годин, отримали покриття, що складається з нітриду титану TiN ($a=0,42342\text{ нм}$) товщиною 2,5-3,0 мкм, мікротвердістю (15,5-16,0) ГПа. Під ним розташований твердий розчин азоту в α -титані ($a=0,29284\text{ нм}$, $c=0,46978$).

Насичення поверхні сплаву ВТ6 вуглецем та азотом проводили в замкненому реакційному просторі в продуктах розкладення оксалату амонію при температурах 900°C та 550°C впродовж 2 годин.

Після насичення при 900°C на поверхні отримали двошарове покриття: внутрішній шар на основі карбиду TiC товщиною 2,5-3,0 мкм мікротвердістю (24-25) ГПа з параметром ґратки $a=0,4321\text{ нм}$ та зовнішній, на основі TiN , товщиною 2,0 мкм мікротвердістю (15-17) ГПа з параметром ґратки $a=0,4230\text{ нм}$

На поверхні зразків, підданих нітроцементзації при температурі 550°C утворився твердий розчин вуглецю та азоту в титані. Товщина насиченої зони склала (70-80) мкм, мікротвердість змінювалася від 6 ГПа на поверхні до мікротвердості матриці 3 ГПа. На поверхні сплаву виявлено тонкий шар до 1 мкм, який ідентифіковано як фазу Ti_2O , що має твердість до 7 ГПа.

На поверхні зразків, підданих хромоалітуванню при температурі 1050°C впродовж 3 годин, на зовнішній стороні покриття сформувались фази TiN та Ti_2AlN , відповідно з кубічною, ($a=0,42340\text{ нм}$) та тетрагональною, ($a = 0,29882\text{ нм}$, $c = 1,35757\text{ нм}$) кристалічними ґратками. Під ними розташовується зона на основі інтерметаліду за участі титану, алюмінію, хрому $\text{Al}_3(\text{Ti},\text{Cr})$, що має кубічну ґратку з параметром $a = 0,39600\text{ нм}$. Ця зона переходить у зону фази Al_2Ti з тетрагональною ґраткою ($a = 0,39665\text{ нм}$, $c = 2,43238\text{ нм}$).

Зносостійкість визначали на установці 2070СМТ-1, що призначена для випробування металів, сплавів та жорстких конструкційних пластмас з реєстрацією отриманих даних в ПК. Випробування проводилося парою «диск – колодка» при швидкостях обертання контртіла 2,5, 5 та 7,5 м/с. При навантаженні 10, 20 та 30 Н. Час випробування 1 та 3 хвилини. Як матеріал контртіла була використана загартована та відпущена сталь У8 у вигляді диску радіусом 50 мм та товщиною 10, поверхнева твердість складала 62 HRC. Зношування визначали по втраті ваги зразків контактів за одиницю поверхні.

Втрати маси в залежності від умов випробувань у нітроцементованих зразків при 900 °С та при азотуванні зменшуються на 2-3 порядки, а коефіцієнт тертя в порівнянні з вихідними зразками знижується на (10-12)% після азотування та на (15-17)% після високотемпературної нітроцементациї. Після нітроцементациї при 550 °С втрати маси зменшуються в 2-8 разів, а коефіцієнт тертя в порівнянні з вихідними зразками знижується на (3-4)%, у хромоалітованих зразків відповідно на (20-40)% та на (5-10)%.

В роботі досліджено вплив азотування та нітроцементациї на втомну міцність лопаток газотурбінного двигуна, виготовлених ВТ6. Показано підвищення їх втомної міцності після карбонітрації при 550 °С на (16-20)%, після азотування - на (5-6)%, після карбонітрації при 900 °С – на (3-5)%.

Таким чином, нанесення покриттів запропонованих типів покриттів підвищує експлуатаційні властивості титанового сплаву ВТ 6.

Список літератури

1. Хижняк В.Г., Аршук М.В., Лесечко Д.В., Лоскутова Т.В. Титаноалітування технічного заліза в закритому реакційному просторі в середовищі хлору. Наукові вісті НТУУ «КПІ». 2009. №4.-С.92-97
2. Хижняк В.Г., Лесечко Д.В., Кравець Т.П. Фазовий склад комплексних азоттитаноалітованих покриттів на сталях та твердих сплавах. Збірник.Матеріали для роботи в екстремальних умовах 2. Київ. МОН України, НТУУ «КПІ»-2009. С 77-80.

УДК 621.785

В.Ю. Романченко, Н.А. Коберник, Д.В. Литвин, Я.А. Симонов

Національний технічний Університет України
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського», м.Київ

ДИФУЗІЙНЕ ТИТАНОАЛІТУВАННЯ ВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ У8А

Досліджено мікроструктуру, фазовий склад та корозійні властивості сталі У8А після порошкового титаноалітування при температурі 1050 °С протягом 2 годин. Отримані покриття складаються з сполуки типу Ti_4Fe_2O , карбіду титану TiC , та твердого розчину заміщення $Ti(Al,Fe)$. До-

сліджена корозійна стійкість покриттів даного типу в різних промислово важливих агресивних середовищах. Найбільший ступень захисту від корозії спостерігається у водопровідній воді.

Дифузійні покриття, що нанесені на поверхню вуглецевих сталей суттєво підвищують надійність та довговічність деталей машин та інструменту. Відомо, що найбільш високий комплекс властивостей може бути досягнутий при формуванні багатошарових покриттів, в яких кожний шар або фазова складова виконують при експлуатації свої функції [1]. Покриття на основі карбідів титану [1] мають високу твердість та зносостійкість. В той же час він має порівняно низьку корозійну стійкість. Усунути цей недолік можливо за рахунок легування карбиду титану алюмінієм, що може бути досягнуто шляхом комплексного титаноалітування вуглецевих сталей.

Покриття наносили порошковим методом в насичуючій суміші наступного складу, % мас.: 10 % алюмінію, 60% титану, 26 % Al_2O_3 і 4,0 % NH_4Cl . Після цього контейнер загрузали в реакційну камеру та створювали вакуум, нагрівали до температури $1050^{\circ}C$ і витримували протягом 2 годин.

Мікроструктурним аналізом встановлено, що отримані за даною технологією титаноалітовані покриття складаються з трьох шарів з чітко вираженою границею розділу покриття-основа (рис.1). Загальна товщина отриманих дифузійних покриттів дорівнювала 15 -16 мкм. Дифрактограми, зняті з поверхні зразків фіксують наявність дифракційних максимумів від карбиду TiC з періодом ґратки $a=0,4324$ нм, сполуки типу Ti_4Fe_2O з періодом ґратки $a=1,1309$ нм та твердого розчину заміщення $Ti(Al,Fe)$ з періодом ґратки $a=0,2931$ нм. Після зняття з поверхні $5 \cdot 10^{-6}$ м в покритті зафіксували дифракційні максимуми, що належать фазі TiC та α -твердому розчину заліза. При цьому період ґратки, яка належить карбиду титану, що примикає до основи зменшується і складає 0,4322 нм. Це може свідчити про зменшення кількості вуглецю в TiC та легуванні останнього залізом та алюмінієм. При подальшому знятті покриття до $(10...12) \cdot 10^{-6}$ м на дифрактограмах залишаються піки, що належать TiC та α -твердому розчину титану та алюмінію в залізі з відмінними від заліза основи параметрами ґратки. Мікрорентгеноспектральним аналізом підтверджено взаємне легування отриманих фаз.

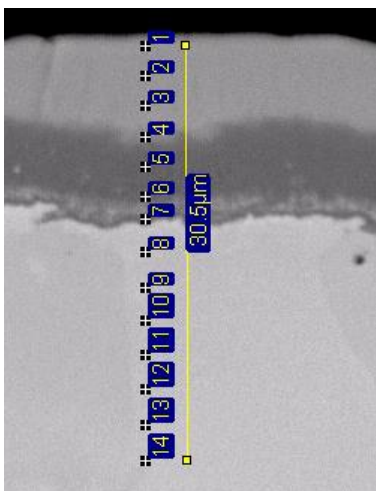


Рисунок 1 – Мікроструктура сталі У8А, після комплексного титаноалітування

Нанесення на поверхню сталі У8А титаноалітованих дифузійних покриттів призводить до підвищення її корозійної стійкості у деяких важливих для промисловості середовищ. Встановлено, що нанесення титаноалітованих покриттів практично не впливає на корозійну стійкість сталі в 0,1% н H_2SO_4 ($\gamma=1,10$), дещо підвищує в 6% н H_2SO_4 , і у 1% н H_2SO_4 відповідно в 1,3; 2,11 рази. Найбільшу корозійну стійкість титаноалітовані покриття мають у водопровідній воді, при цьому коефіцієнт гальмування корозії ($\gamma=45$), а ступень захисту від корозії металу складає 98%

Таким чином, титаноалітовані покриття захищають сталь у всіх досліджуваних середовищах. Найбільший ступень захисту спостерігається у водопровідній воді, майже такий, як однокомпонентних хромових покриттів [1].

Список літератури

1. Лоскутов В.Ф., Хижняк В.Г., Куницький Ю.А., Киндрачук М.В. Диффузионные карбидные покрытия.-К.: Техника, 1991.-168 с.

УДК 672.1; 669. 13

Е.А. Сиренко

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, м. Київ
e-mail: thermoexp.metal@gmail.com

ТЕРМИЧЕСКИЙ ДЕРИВАТИВНЫЙ ЭКСПРЕСС-АНАЛИЗ СЕРЫХ ЧУГУНОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕТОДА РАСПОЗНАВАНИЯ ФОРМЫ КРИВЫХ ОХЛАЖДЕНИЯ

Представлен метод, основанный на известном факте о том, что любое изменение качества металлического расплава сопровождается соответствующим изменением формы термической кривой охлаждения. Метод запатентован (патент Украины 113333, С2, опубл.10.01.2017).

Измерения формы кривой на участке затвердевания дают возможность быстро и достоверно количественно оценивать показатели качества выплавки и последующей металлургической обработки металлического расплава. Распознавание формы кривых охлаждения (РФКО) в цифровом формате выполняется с помощью критерия \bar{Z} , который представляет абсолютную среднеарифметическую разность температур кривых каждой пары образцов: обследуемого и последовательно каждого из всех референсных.

Расчетная формула усредненного критерия \bar{Z} имеет вид:

$$\bar{Z} = \sum_{i=1}^n (T_{1i} - T_{2i}) / n \pm t_{\alpha}(n) \cdot \sigma / \sqrt{n},$$

где T_{1i} и T_{2i} – мгновенные значения температур ($^{\circ}\text{C}$) в один и тот же момент времени двух сравниваемых мультиплицированных кривых охлаждения; t_{α} – критерий Стьюдента для заданной вероятности (надежности) вывода и числа измерений n ; σ – стандартное отклонение (среднеквадратическая ошибка измерений); n – количество сравниваемых точек каждой пары сопоставляемых кривых охлаждения; $\pm t_{\alpha}(n) \cdot \sigma / \sqrt{n}$, двусторонний доверительный интервал.

Мультиплицирование – это изменение длины кривой, которая анализируется и каждой из референсных кривых вдоль оси времени на участке затвердевания таким образом, чтобы длина сравниваемых кривых на этом участке стала одинаковой.

Стабильность результатов измерения и высокая разрешающая способность кривых охлаждения обеспечиваются использованием стаканчика пробоотборника наливного типа. Вся поверхность погружаемой части стального стаканчика пробоотборника покрыта теплоизолирующей теплостойкой краской.

С помощью усредненного критерия распознавания \bar{Z} вычисляют меру подобия формы сравниваемых мультиплицированных кривых. При этом заранее определенные свойства одного из референсных образцов чугунов, в котором при сравнении с исследуемым образцом обнаружено наименьшее значение критерия распознавания из всей совокупности референсных образцов чугунов, принимают как достоверные для образца чугуна, который подлежит анализу.

Для реализации метода создана экспериментальная установка с АЦП и надлежащее программное обеспечение. Темп обработки термических сигналов – 10Гц.

Основные узлы установки: теплоизолированный стальной тонкостенный погружной стаканчик-пробоотборник; огнеупорный пакет с термопарой; полый коленчатый зонд с терморазъемом; вторичный измерительный преобразователь; интерфейс RS 485/USB; персональный компьютер с программой ThermoEX; электронная база данных референсных кривых состава и свойств сплавов, реализованная в СУБД MSAccess.

УДК 621.745.5:537.84:669.13:502

А.Ю. Семенко

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, м. Київ

Тел./факс.: 0444242050, e-mail: www.sem.a.u@gmail.com**ОЦІНКА ПОТУЖНОСТІ ТЕПЛОВИХ ВТРАТ
ЛИВАРНОГО МАГНІТОДИНАМІЧНОГО ОБЛАДНАННЯ**

Енергозбереження у ливарному виробництві є однією з найактуальніших проблем. Це пов'язано з постійним зростанням вартості на енергоносії, що призводить до зростання собівартості кінцевої металопродукції та, як наслідок, відповідним зниженням конкурентоспроможності на ринку через цінову складову. Для вирішення цього питання, слід вживати енергозберігаючі заходи, що дозволять скоротити витрати на енергоресурси і тим самим позитивно вплинути на техніко-економічні показники роботи виробництва.

На сьогоднішній день основними ефективними та раціональними способами економії електроенергії на ливарному виробництві є модернізація обладнання та регулювання режимів його роботи на основі сучасних засобів та систем контролю і управління.

З огляду на актуальність вищезазначеної проблеми, було проведено аналіз теплової роботи ливарного магнітодинамічного обладнання для чавуну та для алюмінієвих сплавів.

Потужність теплових втрат магнітодинамічного обладнання можна визначити двома способами – за допомогою теплового розрахунку та безпосередньо експериментальним шляхом на діючих агрегатах.

Втрати тепла з пристрою до навколишнього середовища відбуваються за рахунок теплопровідності через багат шарову вогнетривку футеровку і теплової конвекції з дзеркала металу та нагрітих вузлів та визначаються за формулою:

$$P = k \cdot S(T_M - T_B) = q \cdot S', \text{ кВт} \quad (1)$$

де S - площа поверхні, через яку йде теплопередача (м^2); T_M - температура металу; T_B - температура охолоджувача; q - тепловий потік через одиничну площу ($\text{Вт}/\text{м}^2$); k - коефіцієнт теплопередачі ($\text{Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{град})$).

Враховуючи те, що товщина і хімічний склад окремих частин тигля і каналу різна, було проведено розрахунок теплового потоку для кожної частини установки окремо.

Так, сумарні теплові втрати магнітодинамічного міксер-дозатора для чавуну моделі МДН-бч-3,0-1 (корисна місткість по розплаву – 3000 кг, електрична потужність індукторів – до 300 кВт) при витримуванні розплаву за температури 1380 °С склали 90,608 кВт.

Для аналізу теплової роботи МДУ для алюмінієвих сплавів була розроблена методика експериментальних досліджень. Ідея її полягає у використанні наявної в схемі управління установки МДН-6А двопозиційної системи регулювання температури. На рис. 1 схематично показаний процес зміни температури між нижньою і верхньою межами заданого температурного інтервалу. Оскільки різниця $t_{max} - t_{min}$ не перевищує 15-20 °С, то прийнято, що зміна температури між нижньою і верхньою межами не впливає на потужність тепловтрат.

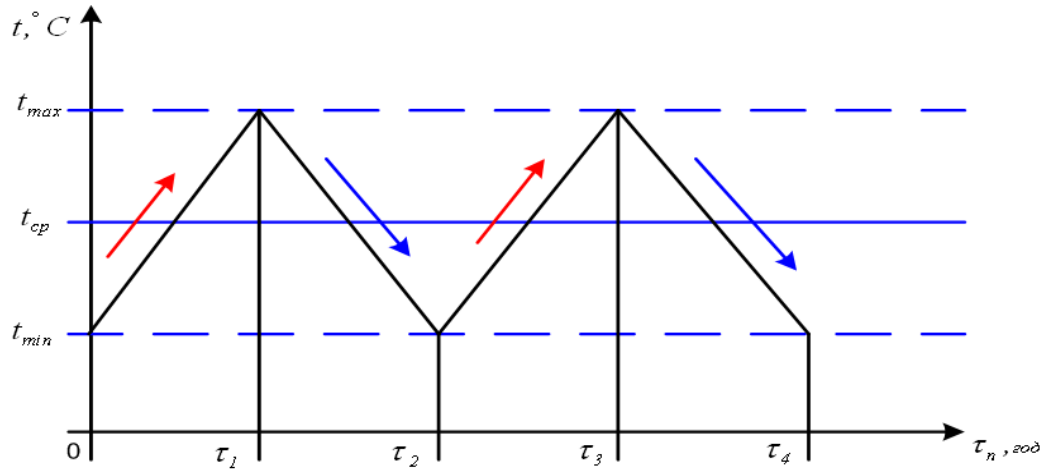


Рис. 1 – Схема зміни у часі температури при двопозиційному регулюванні:

- t_{max} та t_{min} – відповідно верхня та нижня межі регулювання температури розплаву;
- t_{cp} – середня температура розплаву (оптимальна температура заливки);
- $\tau_1 \dots \tau_n$ – інтервали часу зростання та зменшення температури розплаву.

Для розрахунку потужності теплових втрат визначено Q_1, Q_2, \dots, Q_n – кількість теплової енергії, переданої в рідкометалевий обсяг за відповідний інтервал часу: $Q_1 = P_1 \cdot (\tau_1)$, $Q_2 = P_2 \cdot (\tau_2 - \tau_1)$, ..., $Q_n = P_n \cdot (\tau_n - \tau_{n-1})$, а потім розраховано середню потужність теплових втрат за n циклів за формулою:

$$P_{cp} = \sum_1^n Q_n / \tau_n \quad (2)$$

де τ_n – час від нуля до кінця останнього циклу, год; Q_n – кількість теплової енергії, кВт·год.

В результаті виконання експерименту було визначено, що теплові втрати МДУ для алюмінієвих сплавів склали 21,916 кВт в режимі «зберігання» при масі розплаву 230 кг та його середній температурі 730 °С. Слід зауважити та враховувати в подальшому, що магнітодинамічні агрегати є пристроями неперервної тривалої експлуатації (міжремонтний цикл у середньому складає близько

1 року). Протягом цього часу внаслідок дії різноманітних факторів (зміна сплаву, інтенсивність циклів лиття, фізико-хімічні взаємодії між розплавом та вогнетривими тощо) можуть змінюватися як електричні параметри обладнання, так і теплоакумулююча здатність футеровки, що обов'язково впливатиме на показники енергоефективності.

УДК: 621.74.046: 621.74.043.3: 621.791.92

А.Н. Тимошенко

Фізико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, г. Киев
Тел. 044-424-32-30, e-mail: Marschal@i.ua,

ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ВВЕДЕНИЯ ДИСПЕРСНОГО МАТЕРИАЛА В РАСПЛАВ В УСЛОВИЯХ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ

При исследовании процессов формирования суспензионного расплава, где повышение эффективности взаимодействия частиц с расплавом и их равномерное распределения в объеме является основополагающим фактором, влияющим на качество изделия, широко применяются методы компьютерного моделирования.

Предложены конструкции реакторов смешения, в которых происходит формирование суспензии методами принудительного (наложение механического действия) и вынужденного (способа подачи расплава и самой конструкции) перемешивания расплава с армирующими частицами.

Для сопоставления результатов, полученных при использовании данных реакторов, в которых происходит формирование суспензионного расплава проведено компьютерное моделирование гидро-, газодинамических процессов в реакторах смешения. Получены зависимости изменения формы свободной поверхности и скорости истечения жидкости из реактора от расхода подаваемых жидкостных и газовых потоков, а также способа замешивания.

Установлено, что для двух конструкций реакторов смешения при одинаковых условиях введения нагретых в газолазерном потоке частиц в расплав применение метода с принудительным перемешиванием расплава способствует снижению скорости истечения жидкости из реактора, следовательно, количество вводимых частиц в расплав увеличится по сравнению с вынужденным перемешиванием расплава. Для реактора с вынужденным перемешиванием определены условия варьирования подачи расплава с возможностью изменения направления вращения жидкости и об-

разования воронки при сливе. Установлены закономерности изменения встречной контактной скорости частиц и потока жидкости в зависимости от условий подачи расплава.

Представлены наиболее вероятные траектории движения частиц в реакторах смешения при различных условиях движения расплава, которые охватывают весь спектр распределения основной массы частиц в газолазерном и жидкостном потоках. Установлено, что вследствие более высоких скоростей вращения распределение частиц происходит по всему объему расплава. При снижении скорости вращения расплава усиливается процессы коагуляции частиц, а тенденция накопления частиц в застойных зонах расплава и образование самых застойных зон уменьшается.

Применение реактора с принудительным перемешивание расплава требует дополнительных экономических и энергетических затрат на реализацию его вращения.

По результатам экспериментальной апробации подтверждена эффективность применения данных реакторов для получения дисперсно-армированного материала на основе алюминиевых и медных сплавов.

УДК 532.7:577.47

Р. С. Надашкевич

Фізико-технологічний інститут металів і сплавів НАН України, м. Київ
Тел./факс.: 044 424-3230, e-mail: 58r80ua80@ukr.net

ЗМІНА ТЕПЛОФІЗИЧНИХ ОСОБЛИВОСТЕЙ ТЕЧІЇ РОЗПЛАВУ ПО ОБ'ЄМНО ТА ЛОКАЛЬНО НАГРІТІЙ ПІДЛОЖЦІ ЗІ СТАЦІОНАРНОГО РОЗЛИВНОГО ПРИСТРОЮ

Біметалеві вироби знаходить все більше застосування у машинобудуванні, гірничо-металургійному комплексі, цементній промисловості, дорожньому будівництві. Перевагами біметалу в порівнянні з монометалевими виробами є значне збільшення ресурсу роботи виробів, що дає змогу забезпечити безперебійність, а значить збільшити продуктивність роботи. Для зменшення затрат енергоресурсів запропоновано новий метод отримання біметалу. Відмінність нового способу від існуючої технології послідовного заливання металу основи та металу робочої частини полягає в створенні висококонцентрованим джерелом енергії рідкої ванни на поверхні холодної металеві пластина та подальшому заливанні в неї підготовленого рідкого розплаву. Однією з важливих умов отримання біметалу є дотримання температурного інтервалу, в межах якого можливе

з'єднання сталюї нагрїтої основи та заливасомого розплаву. В ходї дослїдження розглянуто бїметалїчну пару сталь-чавун, де вїдбувасься нагрївання сталюї основи Ст3 локально на поверхнї чи об'ємно, та подачї рїдкого розплаву чавуну у зону нагрївання зї стацїонарного розливного пристрою. Тому дослїдження направленї на визначення параметрїв швїдкостї течїї розплаву чавуну, вїдстанї яку може пройти розплав до вїдїлення твєрдої фазї, в залежностї вїд отриманої температури сталюї основи при об'ємному чи локальному нагрїваннї, якї задовольняють умовам отримання бїметалїчної пари.

Для дослїдження течїї рїдини з змїнними фїзичними і теплофїзичними параметрами в часї розроблена модель течїї розплаву по нагрїтїй оснoвї в умовах їх охолодження пїд впливом зовнїшнїх факторїв. Модель передбачас розрахунок течїї рїдини на оснoвї рївнянь Нав'є-Стокса при спїльному вирїшеннї теплової задачї (нестацїонарне рївняння теплопровїдностї) нагрїву-охолодження оснoви і розплаву.

Рїдкий чавун подавали зї стацїонарного розливного пристрою при температурї 1530° С на сталюну оснoву, температура якої 1450° С, 1200° С та 800° С отримана вїдповїдно об'ємним та локальним нагрїванням. Таким чїном визначено, що швїдкїсть течїї чавуну по попередньо нагрїтїй сталюїй оснoвї в умовах зовнїшнього охолодження змїнюєтьсє з 1,12 м/с до повної або часткової зупинки на промїжку 600 - 400 мм за час, що не перевищує 5,6 с. Характер залежностї параметрїв, що описують течїю чавуну по попередньо об'ємно або локально нагрїтїй оснoвї в умовах зовнїшнього охолодження, їстотно не вїдрїзняєтьсє. Однак в умовах локального нагрїву помїтно зменшуєтьсє час їснування рїдкої фазї. З'єднання чавуну зї сталєвою пластїною на оснoвї металургїйної зв'язку можливо як при об'ємному нагрїваннї, так і при локальному, проте в другoму випадку це можна здїйснити тїльки в звуженїй геометрїчнїй областї сталюїй пїдкладки поблизу джерела нагрїву. З'єднання чавуну зї сталєвою пластїною на оснoвї дифузїйної зв'язку можливо і при об'ємному, і при локальному нагрївї. Проте, геометрїчна область, в межах якої з'єднання можливо, залежить вїд температури оснoви і умов нагрївання. Вїдстань вїд литника, на якому рїдко-твєрдофазне з'єднання можливо: при об'ємному нагрїваннї оснoви до температури 1450° С становить 650 мм, до 1200° С 450 мм, до 800° С - 400 мм; при локальному нагрївї оснoви до температури 1450° С становить менше 500 мм, до 1200° С - 350 мм, до 800° С - 90 мм.

УДК 669.018.28

В.А. Туник, А.В. Наривский

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВА БРОНЗЫ БРА9ЖЗЛ ПОСЛЕ ГЛУБИННОЙ ОБРАБОТКИ РАСПЛАВА ПЛАЗМОЙ

В ФТИМС НАН Украины научно обоснованы и разработаны экологически чистые процессы обработки цветных сплавов заглубленной в расплав плазменной струей в условиях вакуума. В настоящее время, одним из основных направлений в развитии литейного производства и металлургии является расширение объемов применения вторичных сплавов, которые все больше заменяют в изделиях первичные. При этом его качество во многих случаях не уступает первичному металлу, который получают из руды. Такая замена стала возможной в результате освоения предприятиями новых технологий подготовки и плавки шихты, обработки жидкого металла и его разлива.

В данной работе представлены результаты исследования структуры и свойств отливок из бронзы, которую обрабатывали заглубленной в расплав плазменной струей. Исследование проводили на бронзе БрА9ЖЗЛ, которую плавил в индукционной печи с графитовым тиглем. Сплав обрабатывали в печи погруженным в жидкий металл плазмотроном мощностью 20кВт при расходе аргона примерно 7л/мин. Время продувки расплава плазменной струей изменяли от 5 до 25 мин. После каждого цикла обработки расплав выдерживали 10 мин и сливали его из печи в разливочный ковш. Металлом при температуре 1140 °С заливали сухие песчаные формы, в которых получали цилиндрические отливки ($\varnothing=30\text{мм}$, $l=250\text{мм}$). Из отливок изготавливали образцы для исследования.

При проведении исследований использовали комплексную методику, включающую металлографию, дюрOMETрический и рентгеноструктурный фазовый анализ. Электронное исследование структуры и определение ее элементного состава проводили с помощью рентгеноспектрального микроанализа.

Было установлено, что слиток бронзы БрА9ЖЗЛ, после обработки расплава плазмой не содержит усадочные поры. Структура слитка состоит из светлой матрицы и включений округлой формы, равномерно распределенных по всему объему. Величина крупных включений 40...100 мкм, мелких – 1...7 мкм. Микротвердость зерен матрицы составляет $140 \pm 0,70$ МПа, а микротвердость крупных включениями- $220 \pm 1,50$ МПа. После химического травления – в матрице выявляется структура в виде округлых зерен с эвтектической составляющей между ними. По данным РСФА основной струк-

турной составляющей слитка (92,53 мас.%) является α -фаза – медная матрица на основе пересыщенного твердого раствора с увеличенными параметрами решетки $a = 3,6779 \text{ \AA}$. В меньшем количестве, до 6,19 мас.% регистрируется FeSi, с параметром ОЦК решетки $a = 4,5025 \text{ \AA}$. Так же обнаружен алюминид - AlMe

УДК 621.746.5:533.9

О.В. Шматко

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, г. Киев
Тел. 044-424-323-30, blacknorfolk@gmail.com

ЧИСЛЕННОЕ ИМИТАЦИОННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕПЛООВОГО ПОЛЯ В ПРОЦЕССЕ ЗАЛИВКИ ПРИМЕНИТЕЛЬНО К ЛИТЕЙНО-ПЛАЗМЕННОЙ ТЕХНОЛОГИИ

Конкурентоспособность большинства промышленных предприятий во многом зависит от ресурса работы используемого оборудования, которое напрямую зависит от износа деталей. Особо остро проблема стоит в горнодобывающей промышленности, где техника работает в условиях интенсивного абразивного и ударно-абразивного износа [1]. Одним из вариантов решения проблемы является использование биметаллических изделий, комплекс свойств которых обеспечивает как конструкционные, так и износостойкие характеристики.

Непрерывная литейно-плазменная технология получения биметаллических конструкций [2] позволяет получать простые изделия типа «полоса биметаллическая», которая используется как заготовка для износостойкого усиления ковшей горнодобывающей и землеройной техники.

В рамках разработки технологии, для сокращения затрат на проведение практических экспериментов, было проведено имитационное численное моделирование с целью определения необходимых температурных параметров процесса заливки в заливочной системе и кристаллизаторе.

Для расчета брали начальные данные для двух случаев:

- заливка на не нагретую подложку (не обработанную плазменным источником): $T_{ст}=25 \text{ }^\circ\text{C}$.
- заливка на нагретую подложку (обработанную плазменным источником) : $T_{ст}=800 \text{ }^\circ\text{C}$. Выбор температуры нагрева подложки обусловлен нижней границей области диффузионного соединения жидкого металла с твердой заготовкой.

Полученные расчетные данные дают возможность определить изменение температурного поля во времени в области затвердевания заливочного материала на подложке.

В первом случае температура подложки в области заливки находится в пределах от 600 °С до 800 °С, что свидетельствует об ограничении возможного диффузионного соединения жидкого металла с твердой подложкой.

В случае заливки на предварительную заготовку значения температуры расплава и подложки в области контакта превышают пороговые значения температур возможного диффузионного соединения.

Таким образом, на основании полученных данных можно сделать вывод о том, что для гарантированного соединения расплава с твердой подкладкой целесообразно применять предварительный локальный её нагрев до температур свыше 800 °С. Расчёты состояния теплового поля, включающего расплав, область контакта расплава с подложкой и фильерой во времени, показывают временные параметры затвердевания всего залитого материала, и, дают возможность откорректировать время заливки и параметры кристаллизатора в зависимости от необходимых размеров биметаллического изделия.

Список литературы

1. Брыков М.Н. Износостойкость сталей и чугунов при абразивном изнашивании: Научное издание / М.Н. Брыков, В.Г. Ефременко, А.В. Ефременко. – Херсон: Гринь Д.С., 2014. – 364 с.
2. Патент України на корисну модель UA №54486, B22C 19/00. Спосіб одержання зносостійких багатощарових металевих виливків / Лихошва В.П., Найдек В.Л., Каричковський П.М., Пелікан О.А., Глушков Д.В., Надашкевич Р.С. - № u201005922; заявл. 17.05.2010; опубл. 10.11.2010. – Бюл. № 21/2010.

УДК: 669:673:537

А.В. Ященко

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, г. Киев

Тел./факс.: 0444242050, e-mail: alex_magic@ukr.net**ПОЛУЧЕНИЕ ОТЛИВОК ИЗ СПЛАВА АК7 ПОД ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫМ ДАВЛЕНИЕМ
В ПЕСЧАНУЮ ФОРМУ**

Актуальной проблемой для промышленности, особенно в авиационной отрасли, является повышение качества литых деталей и снижение себестоимости готовой продукции. Добиться этого можно с помощью технологии литья под электромагнитным давлением, разработанной в отделе магнитной гидродинамики ФТИМС НАН Украины. Данный метод литья, в сравнении с гравитационной заливкой, позволяет оптимизировать заполнение литейной формы и снизить количество усадочных дефектов за счет выдержки при существенно большем давлении на стадии кристаллизации отливки. Также повышается коэффициент полезного использования металла.

В соответствии с договором о сотрудничестве между ФТИМС НАН Украины и СЗ «Антонов» были проведены работы по применению технологии литья под электромагнитным давлением в песчано-глинистые формы для получения авиационной отливки типа «Диск» из сплава АК7. Материалы и технологическая оснастка были переданы СЗ «Антонов».

Заливка образцов проводилась из установки МДН-6А при температуре 740 °С. Предварительно расплав подвергли физическому модифицированию и провели комплексное рафинирование для удаления водорода и неметаллических включений, с помощью одновременной продувки аргоном и фильтрованием через пенокерамический фильтр. Технологические пробы отливались для оценки качества расплава гравитационным способом в песчано-глинистые формы по технологии предприятия партнера. Отливка типа «Диск» была получена методом заливки под электромагнитным давлением, когда расплав по металлопроводу подавался из тигля установки МДН-6А в песчано-глинистую форму, установленную на заливочной плите. Образцы были исследованы в лаборатории СЗ «Антонов». Фотографии отливок, полученные по стандартной и экспериментальной технологии, представлены на рис. 1.



Рис. 1. Отливка типа «Диск»: а – гравитационная заливка; б – литье под электромагнитным давлением.

Установлено, что применение заливки под электромагнитным давлением по технологии разработанной во ФТИМС НАН Украины позволяет повысить свойства литого изделия. Так прочность на разрыв увеличилась с 218 МПа до 245 МПа, относительно удлинение - с 4% до 18%. Коэффициент полезного использования металла вырос с 44% до 75%.