

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ
АКАДЕМІЯ ІНЖЕНЕРНИХ НАУК УКРАЇНИ
АКАДЕМІЯ НАУК ВИЩОЇ ШКОЛИ УКРАЇНИ
ЗАПОРІЗЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ

**НЕМЕТАЛЕВІ ВКРАПЛЕННЯ І ГАЗИ
У ЛИВАРНИХ СПЛАВАХ**

Збірник тез XV Міжнародної науково-технічної конференції
(Запоріжжя, 11–12 жовтня 2018 року)

*Електронне видання комбінованого
використовування на DVD-ROM*



Україна, Запоріжжя
2018

УДК 669.018.28.002.669.75
Н50

*Рекомендовано до видання Вченою радою
Запорізького національного технічного університету
(протокол № 3 від 30.10.2018р.)*

Упорядник *Василевська Я.А.*

*Відповідальний редактор:
Луньов В.В., д-р техн. наук, професор.
Підготовка збірника:
Василевська Я.А*

Тези доповідей друкуються методом прямого відтворення тексту, представленого авторами, які несуть відповідальність за його форму і зміст.

Н50 Неметалеві вкrapлення і гази у ливарних сплавах. Збірник тез XV Міжнародної науково-технічної конференції, Запоріжжя, 11–12 жовтня 2018 р. [Електронний ресурс] / Відпов. редактор В.В. Луньов. Електрон. дані. – Запоріжжя : ЗНТУ, 2017. – 1 електрон. опт. диск (DVD-ROM); 12 см. – Назва з тит. екрана.

ISBN 978-617-529-204-4.

До збірника увійшли тези доповідей XV Міжнародної науково-технічної конференції «Неметалеві вкrapлення і гази у ливарних сплавах», які відображають широкий спектр наукових досліджень в галузі ливарного виробництва, металургії чорних і кольорових металів і сплавів.

УДК 669.018.28.002.669.75

ISBN 978-617-529-204-4.

© Запорізький національний
технічний університет
(ЗНТУ), 2018

ЗМІСТ

СЕКЦІЯ «СТАЛЕВЕ ЛИТВО»

Лунев В.В. Неметаллические включения – качественное и количественное эффективное описание	7
Стороженко С.А., Балюк Л.В. Залежність ливарних властивостей виливків від технологічних параметрів рафінування сталевих розплавів	8
Жарчинський І.В., Кудін В.В., Ніколасвський М.В. Модифікування титаном високомарганцевої сталі	9
Губенко С.И., Горбатова Д.К. Виды и структура гетерофазных включений в сталях	11
Лысенко Т.В., Ясюков В.В., Солоненко Л.И., Пархоменко Е.А. Оценка влияния неметаллических включений на свойства отливок	14
Наумик В.В., Сидоренко Д.С., Бялік Г.А. Особливості виплавки високоякісної литої вуглецевої сталі в індукційних печах малої ємкості.....	16
Губенко С.И., Бемпалько В.Н. Боридные включения в легированной стали, применяемой в атомной энергетике	17
Самойлов В.Е., Игнатов К.С. Сравнительное влияние легирования и модифицирования на показатели качества стали для отливок	21
Пономаренко О.І., Берлізева Т.В., Куксінов О.О., Видря В.В., Анісімова Г.М. Фізико-механічні властивості холоднотвердіючих сумішей з використанням ефірного затверджувача фірми PROTEC FOND S.R.L (ІТАЛІЯ)	23
Бялік Г.А., Єгорченков О.А., Василевська Я.А. Визначення кремнію в сталі методом термо-ЕРС	25
Губенко С.И., Горбатова Д.К. Природа краснотомкости сталей	27
Жижкина Н.А., Пахоменков Д.А. Очищение жидкой стали для запорной арматуры от неметаллических включений	28
Белов Б.Ф., Троцан А.И., Карликова Я.П., Рябчиков И.В. О механизме образования и модифицирования неметаллических включений при ковшевой обработке стали сплавами силикобария	30
Остапенко В.В., Кравчук А.Э. Техничко-экономические аспекты увеличения производства чистых сталей	32
Сажнев В.М., Назаров А.В. Модифікування високомарганцевих сталей.....	33
Мельник С.Г. Неметаллические включения в конвертерной стали для химических реакторов	35

Бялик Г.А., Наумик В.В., Гонтаренко В.И., Мохнач Р.Э., Егорченков А.А. Особенности технологии выплавки литой углеродной стали с неметаллическими включениями оптимальной формы	37
Мельник С.Г. Неметаллические включения при полиреагентной внепечной обработке и двойном переплаве низкосернистой конвертерной стали	39
Бойко А.С., Мариненко Д.В., Костик Е.А. Перспективы получения чистого стального расплава.....	41
Івахненко Є.І., Рябчук М.М. Аналіз впливу легування та вібрації на структуру сплавів	42
Мартовицкий Л.М., Глушко В.І., Камель Г.І. Нова конструкція ковша екскаватора	43
Бялік Г.А., Наумик В.В., Василевська Я.А., Водолазська Т.В. Малогабаритна лабораторна піч опору для розробки і удосконалення технології термічної обробки	46
Шевченко О.С., Наумик В.В. Особливості конструкції індуктора для мікрометалургійних досліджень	47
Ивахненко Е.И., Ивахненко А.Е. Жаростойкие сплавы для деталей горно–обогащительного оборудования	49
Івахненко Є.І., Кузьменко А.В. Аналіз впливу металургійних факторів на властивості висококремнистих сплавів заліза	50
Кузовов О.Ф., Иванов В.Г., Малий О.В., Горюшкін Д.В. Використання складових об’ємної усадки сплавів у технологічних розрахунках	52
Рябчук М.М., Алексеев О.В. Роль сірки та фосфору у формуванні гарячих тріщин в сталіних виливках	54
Сергієнко О.С., Войновська О.С., Петров С.В. Моделювання процесу залівки	56
Сергієнко О.С., Якуб С.І. Виготовлення художніх виливків литтям за виплюваними моделями з вібро-вакуумуванням гіпсових форм	58
Савінок О.О., Гонтаренко О.В., Сергієнко О.С. Застосування технологій 3D друку у литті за виплюваними моделями.....	59
Сергієнко О.С., Сокрута Я.О., Ситник В.А. Сфери застосування технологій 3D друку в ливарному виробництві	61

СЕКЦІЯ «ЧАВУННЕ ЛИТВО»

Берлізєва Т.В., Пономаренко О.І., Євтушенко С.Д. Вплив ефірних отверджувачів на властивості холоднотвердіючих сумішей на рідкому склі	64
Іванов В.Г., Пірожкова В.П., Луньов В.В. Роль нижчих оксидів у формоутворенні графіту в чавунах	65
Хричиков В.Є., Меньяло О.В., Семенов О.Д. Твердофазне гідродинамічне модифікування Fe–C сплавів	67
Євтушенко Н.С., Євтушенко С.Д. Дослідження міцнісних властивостей сумішей на відпрацьованих пісках	68
Дорошенко В.С. Способы контроля качества чугуна с шаровидным графитом преимущественно для небольших литейных цехов	69
Іванова Л.Х., Терехін В.О., Ніколаєнко О.А. Вплив модифікування на структуру і властивості валкового чавуну	74
Кривошеев В.А., Калинин В.Т., Меньяло Е.В., Селиверстов В.Ю., Фролов Э.С., Амирбеков В.Э. Повышение качества прокатных валков путем рационального использования в шихте специальных доменных чугунов	76
Фесенко М.А., Фесенко А.Н., Корсун В.А., Дворниченко А.А. Исследование влияния процессов внутриформенного модифицирования расплава модифицирующими добавками разного типа на склонность чугуна к отбелу и структуру отливок	78
Фесенко М.А., Могилатенко В.Г., Фесенко А.Н. Формирование структуры чугунных отливок с дифференцированными свойствами, получаемых методом внутриформенного модифицирования	81
Кузовов О.Ф., Малий О.В., Горюшкін Д.В. Нова технологія відливки броней конусних дробарок	85
Іванова Л.Х., Щепакін Д.А. Влияние гадолиния на процессы структурообразования в валковых чугунах	87
Лютій Р.В., Люта Д.В., Скирденко М.В. матеріали для виготовлення стрижнів – резерв підвищення якості ливарної продукції	89
Лук'яненко І.В., Фесенко М.А., Кошіль А.В., Погребняк І.О. Дослідження процесу виготовлення зносостійких двошарових чавунних виливків	91
Ямшинський М.М., Федоров Г.Є., Ковальчук О.Г. Дослідження окалиностойкості легованого шару	93

СЕКЦІЯ «КОЛЬОРОВЕ ЛИТВО ТА СПЕЦМЕТАЛУРГІЯ»

Доценко Ю.В., Селівьорстов В.Ю., Доценко Н.В., Селівьорстова Т.В. Вплив модифікування та тиску на механічні властивості виливка із сплаву АК7.....	96
Парахневич Є.М. Особливості технології відновлення деталей електровозів методом ЕПН	97
Skuibida O.L. Environmental and occupational safety problems of aluminium alloys production and perspective technologies for recycling wastes	99
Дудников О.С., Камель Г.І., Качан А.Я. Модифікатор для обробки нікелевого сплаву	101
Дудников О.С., Камель Г.І., Качан А.Я. Разработка способов модифицирования никелевого сплава нанодисперсными композициями	104
Гнатенко М.О., Матковская М.В., Наумик В.В., Овчинников А.В. Сравнительный анализ плазменной наплавки и СМТ-процесса при изготовлении деталей из алюминиевых сплавов методом аддитивных технологий	107
Шаломсєв В.А., Цивірко Е.І., Айкін М.Д. Оптимізація хімічного складу магнієвого сплаву для біорозчинних імплантатів	110
Верховлюк А.М., Щерецький О.А., Сергієнко Р.А., Каніболоцький Д.С., Афанасієв М.В. Модифікування сплавів на основі алюмінію, міді та заліза нанорозмірними частинками	111
Носенко М.І. Вплив конструктивних особливостей штампового оснащення на ущільнення порошкового матеріалу	114
Ткач Д.В., Гордієнко М.Р. Перспективи використання титанУ ВТ1-0 в субмікрористалічному стані в умовах дії агресивного середовища	115

СЕКЦИЯ «СТАЛЕВЕ ЛИТВО»

УДК 621.74

Лунев В.В.

д-р техн. наук, профессор ЗНТУ, Запорожье

НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИЕ ВКЛЮЧЕНИЯ – КАЧЕСТВЕННОЕ И КОЛИЧЕСТВЕННОЕ ЭФФЕКТИВНОЕ ОПИСАНИЕ

Конференция «Неметаллические включения и газы в литейных сплавах» проводится в Запорожском национальном техническом университете кафедрой «Машины и технология литейного производства» на протяжении последних 45 лет. Это была Всесоюзная, затем республиканская, а в последние 30 лет – международная. Было прослушано и обговорено более 1500 докладов и сообщений о природе неметаллических включений и их влияния на комплекс физико-механических и эксплуатационных свойств сталей, чугунов, цветных и специальных сплавов.

Исследователи пришли к пониманию, что неметаллическая фаза есть составляющая структуры твердых сплавов. Как любая составляющая структуры, она требует определенного описания и подразумевает управление нею.

В настоящее время накоплен большой опыт металлургов и металловедов по управлению количеством неметаллических включений. Исследования последних 10–15 лет на современных приборах показали, что в любом неметаллическом включении можно найти и кислород, и серу и азот. В реальном металле можно наблюдать оксиды, сульфиды, нитриды, оксисульфиды, оксинитриды, сульфонитриды и т.д.

Влияние неметаллических включений на свойства стали проявляется через их форму и топографию выделения неметаллических включений относительно структурных составляющих и границ зерен металлической матрицы. Для получения глобулярной формы неметаллических включений в литом и деформируемом металле применяют для конечного раскисления и модифицирования щелочноземельных (барий, кальций, магний) и редкоземельные элементы в виде различного вида лигатур, проволоки, мелкодисперсных и ультрадисперсных порошков.

Для успешного управления неметаллическими включениями в литом металле углубленного изучения требует азот или нитридная фаза.

Учитывая выше изложенное, предлагаются для описания неметаллических включений обозначения: О – оксиды, S – сульфиды, OS – оксисульфиды, N – нитриды, ONI – оксинитриды, SII – сульфонитриды.

Для описания формы и топографии: Og – оксиды глобулярные, Ot – оксиды точечные, Os – оксиды строчечные. Аналогично сульфиды: Sg – глобулярные, St – точечные, Sc – строчечные.

Относительно топографии – дезориентированные Og-I, по границам зерен Og-II. Далее надо написать средний размер (диаметр) в мкм в зависимости от способа количественной оценки или объемный % (метод П) или согласно линейному методу (индекс загрязненности).

ЗАЛЕЖНІСТЬ ЛИВАРНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ВИЛИВКІВ ВІД ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ РАФІНУВАННЯ СТАЛЕВИХ РОЗПЛАВІВ

Загальновизнано, що умовами, які забезпечують направлений рух неметалевих вкраплень, їх злиття, укрупнення і подачу до шлакового покриву є створення примусової конвекції в усьому обсязі металу, спрямованої до дзеркала метала ковша й утворення вихороподібної гідродинамічної структури в розплаві металу.

Вихрова структура обсягів металу дозволяє максимально швидко укрупнювати неметалеві вкраплення і не тільки створювати умови для виносу в шлакову зону, але і сприяти затриманню їх фільтрувальною перегородкою, яка виготовлялася за спеціальним шаблоном з вогнетривкого матеріалу. Перегородка встановлювалась й закріплювалась в процесі набивки тигля агрегату.

Бажано задіяти вихроутворенням якомога більший обсяг металу, щоб забезпечити контакт з шлаковим покривом і зменшити ймовірність утворення застійних зон. Отже, для більш повного і інтенсивного процесу рафінування металу від неметалевих вкраплень бажано збільшити шлях руху металу до шлакового покриву.

Використання донної продувки в сукупності з фільтрувальною перегородкою в повній мірі задовольняє перерахованим вище умовам і забезпечує зниження загальної кількості неметалевих вкраплень в 4,5–5,5 разів і становить 0,86–1,53%. Рідкоплинність сталі, обробленої за даною технологією, збільшилася в середньому на 13%. Підвищення рідкоплинності можна пояснити тим, що ступінь засвоєння алюмінію підвищується, а його оксиди частково адсорбуються перегородкою, а частково переходять в шлак. В результаті скорочення кількості неметалевих вкраплень в експериментальних виливках в середньому на 6% зменшилася усадка та, за інших рівних умов, істотно знижується ризик утворення гарячих тріщин.

Встановлено, що застосування вогнетривкої фільтрувальної перегородки при одночасній продувці розплаву інертним газом, в процесі позапічної обробки, скорочує наявність у виливок слабих місць найбільш сильно уражених неметалевими вкрапленнями.

МОДИФІКУВАННЯ ТИТАНОМ ВИСОКОМАРГАНЦЕВОЇ СТАЛІ

Не дивлячись на багатолітній досвід виробництва високомарганцевої сталі, багато численні дослідження впливу різних факторів на весь комплекс ливарних, механічних і експлуатаційних властивостей сталі, витрата і брак виливків продовжує залишатися не постійним і часто досить високим. Навіть одно типові виливки, в практично однакових умовах експлуатації відрізняються між собою по стійкості (терміну служби) в 2–5 раз. Цей факт свідчить також про те, що резерви покращення якості високомарганцевої сталі далеко ще не вичерпні. Тому важливою і актуальною задачею являється підвищення якості виливків із високомарганцевої сталі за рахунок раціонального модифікування.

В даній роботі вивчали вплив модифікування титаном на неметалеві включення та властивості виливків із високомарганцевої сталі, яку виплавляли на підприємстві ТОВ «Твінс-Сервіс ЛТД» методом переплаву в індукційній печі ИСТ-0,16. Після розплавлення шихти, рідкий метал нагрівали до температур 1580°C. Температуру сталі заміряли по прибору КСП 3П, вольфрам-молібденовою термопарою. Для модифікування сталі використовували феротитан марки ФТи70С05. На АТ «Мотор Січ» проводились механічні випробування та металографічний аналіз. Дослідження розподілу титану в високомарганцевій сталі проводили на сирих і термооброблених зразках.

При додаванні в сталь невеликої кількості титану останній, з'єднуючись з киснем, азотом і вуглецем, утворює тугоплавкі неметалеві включення, які знаходяться в сталі у вигляді дисперсних твердих багатограних кристалів. Поряд з видимими на мікрошліфах включеннями, в сталі є значно більша кількість частинок коллоїдальних розмірів, добре спостережуваних в електронному мікроскопі. Поряд з розорієнтованими рівномірно розподіленими включеннями нітридів, карбонітридів і оксидів при дослідженні на електронному мікроскопі виявлені дуже дрібні рядки, які складаються в окремі найдрібніші неметалеві включення, імовірно сульфідні титану, що розташовуються в міжвузлях дендритів.

Для дослідження зміни складу неметалевих включень при введенні в сталь титану була проведена плавка з фракційною присадкою зростаючих присадок титану по ходу розливання. Неметалеві включення виділяли електролітичним методом в електроліті: 3% розчину сірчаноокислого закисного заліза з добавками 1% пористого натрію і 0,2% сегнетової солі. Необхідно враховувати, що в процесі виділення неметалевих включень, включення сульфідів, карбідів і фосфідів були зруйновані при розчиненні. У складі неметалевих включень повністю відсутні закис заліза і окис магнію.

У сталі без титану основними типами неметалевих включень є кремнезем, глинозем, оксид кальцію і незначна кількість оксиду марганцю. При введенні в сталь титану загальна кількість неметалевих включень знижується незначно, всього на 5%, однак відбувається суттєвий перерозподіл складу неметалевих включень. Зменшується кількість кремнезему і глинозему, практично зникає оксид марганцю, але значно збільшується кількість нітридів титану (в 3 рази) та оксидів титану (в 10 разів). Подальші присадки титану призводять до повного зникнення включень оксиду марганцю і різкого, в 2–3 рази зниження вмісту кремнезему і глинозему. При введенні в сталь 0,151% титану переважаюча більшість включень відносяться до нітриду і оксиду титану.

Введення в сталь 0,16 % титану призводить до різкого забруднення сталі неметалевими включеннями, з них більше 90 % припадає на частку нітридів і оксидів титану. Причому, забрудненість стали відбувається головним чином за рахунок включень нітридів титану. Вміст інших включень стає вельми незначним. Металографічними дослідженнями також встановлено, що забрудненість оксидними і сульфідними включеннями різко знижується вже після перших присадок титану, а при вмісті титану більше 0,2 % вони вже практично не утворюються. При присадках титану понад 0,12 % відбувається прогресивне забруднення сталі титановмістними включеннями нітридів, оксидів, сульфідів і карбідів.

При присадках титану відбувається зниження індексу забрудненості сталі включеннями фосфідної евтектики, причому як за рахунок карбідної, так і за рахунок фосфідної складової. Утворені титаном тверді, тугоплавкі включення нітридів і карбідів безумовно є центрами кристалізації, що призводять до подрібнення аустенітного зерна. Результати досліджень наведені в табл. 1.

Подрібнення аустенітного зерна призводить до підвищення щільності сталі. Як видно з наведених даних найбільшої щільності сталь досягає при присадках титану в кількості 0,05–0,10 % при подальшому збільшенні присадок титану, щільність сталі знижується, що можна пояснити інтенсивним забрудненням сталі неметалевими включеннями титану. Встановлено позитивний вплив титану на всі показники механічних властивостей сталі.

Таблиця 1 – Вплив зростаючих присадок титану на розмір аустенітного зерна та щільність сталі 110Г13Л

Вміст титану, %	Сліди	0,049	0,104	0,151	0,203	0,322	0,500
Протяжність границь зерен, мм/мм ²	21,0	26,0	28,0	30,0	32,0	34,0	35,0
Щільність, кг/м ³	7784	7805	7800	7780	7762	7742	7720

У сталі 110Г13Л з титаном границі зерен значно тонші і чистіші. Очищення границь зерна від фосфору спостерігається також при дослідженнях мікрошліфів на рентгенівському мікроаналізаторі. Таким чином позитивний вплив титану, як модифікатора структури, виражається через очищення границь зерен від включень фосфідів та фосфідної евтектики.

ВИДЫ И СТРУКТУРА ГЕТЕРОФАЗНЫХ ВКЛЮЧЕНИЙ В СТАЛЯХ

Практика показывает, что неметаллические включения часто играют определяющую роль при зарождении разрушения деталей и конструкций. Действительно, разрушение часто может начинаться от исходных дефектов металлургического происхождения, какими являются неметаллические включения, причем при весьма низких номинальных напряжениях. По данным Р. Кисслинга (Швеция), одна тонна обычной углеродистой стали содержит $10^{12} \dots 10^{13}$ частиц оксидных включений и еще больше сульфидных включений. В то же время, следует отметить, что доля гетерофазных включений в сталях может составлять в среднем 10...30 % от их общего количества в зависимости от условий производства сталей. Поэтому необходимы специальные исследования гетерофазных включений с целью определения их типов и структуры, в также влияния на технологические, механические и эксплуатационные свойства сталей.

Гетерофазные неметаллические включения представляют собой микрокомпозиционные формирования различных типов [1–4]. По природе и структуре их можно разделить на несколько групп. Исследовали неметаллические включения в литых сталях 08кп, 08, 08Х, НБ-57, 08ГСЮТФ, ШХ15. Фазовый состав включений определяли металлографическим (Неофот-21) и петрографическим методом, а также путем микрорентгеноспектрального анализа на установке МС-46 «Камека».

Гетерофазные включения первого типа «тугоплавкая фаза, окруженная легкоплавкой оболочкой» состоят из легкоплавкой фазы-оболочки ф-01, внутри которой находится тугоплавкая фаза включения – ф2 (рис. 1,а). Фаза подложка ф2 представляет собой оксиды, шпинели, нитриды, карбинитриды, имеющие кубическую, неправильную, дендритную, игольчатую форму. Фаза-оболочка (матрица) ф-01 – это сульфиды и силикаты простого и сложного состава, в том числе силикатные стекла.

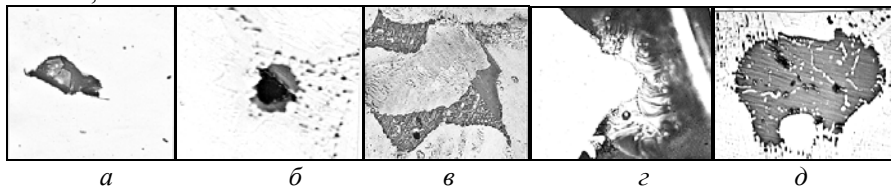


Рисунок 1 – Гетерофазные включения в сталях; х600

Гетерофазные включения второго типа, где фазы как бы существуют рядом – это включения «фазы рядом» ф1 и ф2 (рис. 1,б). Второй тип гетерофазных включений в общем тоже связан с появлением одной из фаз первой ф1, служащей подложкой для кристаллизации второй фазы ф2, однако здесь фаза ф2 не является оболочкой или матрицей, а существует рядом с фазой ф1. Здесь не обязательно наличие большой разницы в температурах плавления фаз, они могут быть и вполне сопоставимы. Часто встречаются такие варианты, как, например, $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{MnO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$, $\text{TiN} + \text{TiCN}$, $\text{TiCN} + \text{FeO} \cdot \text{TiO}_2$, $\text{FeO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 + \text{MnO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$, $\text{MgS} + \text{MnS}$ и другие.

Гетерофазные включения третьего типа «эвтектики» образуются в результате одновременной кристаллизации фаз при эвтектическом превращении. Такие включения имеют эвтектическую структуру и представляют собой колонии фаз эвтектики э1 и э2 – композитные формирования разного вида в зависимости от состава и природы этих эвтектических фаз (рис. 1,в), хотя возможны и конгломераты фаз эвтектики. Одна из фаз включения может образовывать прослойки с овальным сечением в базовой фазе, либо пленки по границам зерен базовой фазы. Соответственно можно обозначить межфазные границы включения-матрица $\text{э1} \leftrightarrow \text{м}$ и $\text{э2} \leftrightarrow \text{м}$. Включения третьего типа – эвтектики с фазами э1 и э2 (сульфидные FeS-MnS , FeS-(Mn, Fe)S , $\text{FeS-Al}_2\text{S}_3$, $(\text{Fe, Mn})\text{S-FeS}$, $(\text{Fe, Cr, Mn})\text{S-FeS}$, $(\text{Fe, Cr, Mn})\text{S-(Fe, Mn)S}$ (рис. 1.3, а, б), окисульфидные FeS-FeO , MnS-MnO , MnO-FeS , $(\text{Fe,Mn})\text{O-(Fe, Mn)S}$, $(\text{Fe, Mn, Cr})\text{S-FeO}$, оксидные $\text{MnO-Mn}_3\text{O}_4$, $\text{Fe}_2\text{O}_3\text{-CaO-Fe}_2\text{O}_3$, $\text{MgO-Al}_2\text{O}_3\text{-2MgO-SiO}_2$, $\text{MgO-Al}_2\text{O}_3\text{-2MgO-Al}_2\text{O}_3\text{-MgO}$, $5\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-CaO-Al}_2\text{O}_3$, $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-CaO} \cdot 2\text{Al}_2\text{O}_3$, $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-CaO} \cdot 2\text{Al}_2\text{O}_3\text{-CaF}_2$, силикатные $\text{FeO-SiO}_2\text{-MnO-SiO}_2$, $2\text{FeO-SiO}_2\text{-MnO-SiO}_2$, $2\text{FeO-SiO}_2\text{-CaO-MgO-SiO}_2$, $\text{FeO-SiO}_2\text{-CaO-FeO-SiO}_2$, $2\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2\text{-CaO-MgO-SiO}_2\text{-CaO-FeO-SiO}_2$, нитридные TiN-TiCN , сульфосиликатные FeS-FeO-SiO_2 , оксиликатные FeO-FeO-SiO_2 . В структуре таких включений вследствие совместной кристаллизации фаз наблюдается определенная регулярность в их расположении, свойственная эвтектикам, хотя возможны и конгломераты фаз, причем вторая фаза может образовать прослойки с овальным сечением, либо пленки по границам зерен первой фазы. Существуют гетерофазные включения, в которых одной из фаз является матрица стали в виде вкраплений или как фаза эвтектики сульфид-матрица, силикат-матрица (рис. 1, г).

Встречаются также гетерофазные включения четвертого типа, где в «неметаллической» матрице (сульфидной, оксидной, силикатной и т.д.) ф-м1 присутствуют дисперсные частицы избыточной второй фазы (оксиды, нитриды, карбонитриды, силикаты и т.д.) д2, которая выделилась из пересыщенного жидкого либо твердого раствора («неметаллической» матрицы) (рис. 1,д). Для включений четвертого типа «дисперсные фазы в неметаллической матрице» характерно наличие частиц фазы д2 (оксидов, силикатов, карбидов,

нитридов фосфидов и т.д.), представляющих собой дисперсные включения в «материнской» фазе ф-м1. Таким образом, в этих включениях вторая фаза как правило является избыточной и выделилась из пересыщенного жидкого либо твердого раствора («неметаллической» матрицы) в процессе охлаждения в результате уменьшения растворимости в ней элементов при понижении температуры. Частицы второй фазы дисперсны и могут быть по-разному распределены в «неметаллической» матрице. Такие включения представляют собой дисперсные композитные формирования. Включения такого типа могут быть не только двух-, но и многофазными, если в них присутствуют дисперсные частицы нескольких видов, имеющие разные форму и размеры.

Возможно сочетание нескольких структур в сложных гетерофазных неметаллических включениях. Очевидно, все типы гетерофазных неметаллических включений представляют собой микрокомпозитные формирования, отличающиеся условиями образования, фазовым составом, структурой, морфологией и т.д. Рассмотренные виды микроструктуры и фазового состава гетерофазных включений свидетельствуют о большом разнообразии межфазных границ включение-матрица, а также внутренних межфазных границ во включениях. Нередко одна из фаз на разных участках имеет разные границы (межфазная граница с другой фазой включения, межфазная граница со стальной матрицей).

Проанализированы различные аспекты влияния гетерофазных неметаллических включений как микрокомпозитных формирований на механические, технологические и эксплуатационные свойства сталей. Обсуждаются релаксационные процессы в стальной матрице вблизи гетерофазных включений и их влияние на локальное структурообразование в сталях. Обсуждается поведение гетерофазных включений разных типов при пластической деформации (рис. 2), а также образование трещин во включениях и вблизи включений (рис. 3).

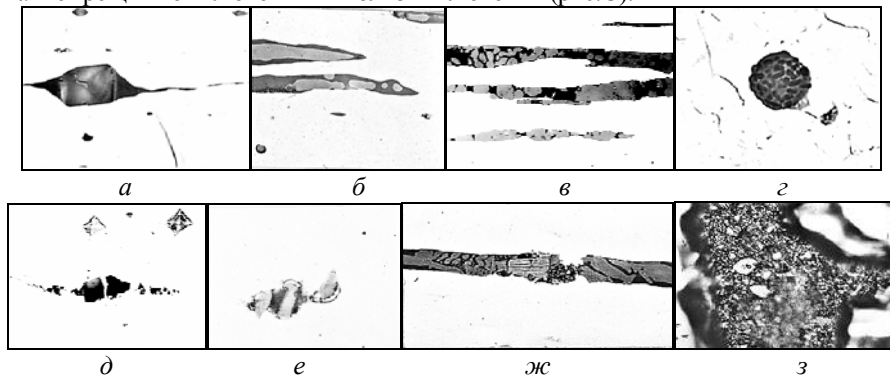


Рисунок 2 – Гетерофазные включения различных типов в горячедеформированных (а – г) и холоднодеформированных (д – з) сталях; х600

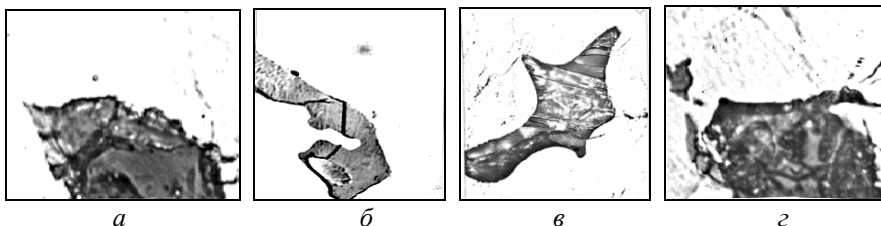


Рисунок 3 – Трещины вблизи гетерофазных включений; х600

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Губенко С. И., Ошкадеров С. П. Неметаллические включения в ста-
ли. – К. : Наукова думка, 2016. – 528 с.
2. Губенко С. И. Неметаллические включения и пластичность сталей.
Физические основы пластичности сталей. Саарбрюкен (Saarbrücken): LAP
LAMBERT. Palmarium academic publishing, 2016. – 549 с.
3. Губенко С.И. Межфазные границы включение-матрица в сталях.
Межфазные границы неметаллическое включение-матрица и свойства сталей.
Germany-Mauritius, Beau Bassin, Palmarium academic publishing, 2017. – 506 с.
4. Губенко С.И. Неметаллические включения и прочность сталей. Фи-
зические основы прочности сталей. Германия, Саарбрюкен (Saarbrücken):
LAP LAMBERT. Palmarium academic publishing, 2015. – 476с.

УДК 621. 74.04:621.763

Лысенко Т.В.¹, Ясюков В.В.², Солоненко Л.И.³, Пархоменко Е.А.⁴

¹ д-р техн. наук, профессор, ОНПУ, Одесса

² канд. техн. наук, доцент, ОНПУ, Одесса

³ ст. викл., ОНПУ, Одесса

⁴ асп. ОНПУ, Одесса

ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ НА СВОЙСТВА ОТЛИВОК

Эксплуатационная надежность литых деталей – это, прежде всего, на-
дежное сопротивление разрушению. Поэтому повышенные требования и
конкуренция со стороны других заготовительных производств вынуждают
литейщиков совершенствовать металлургические процессы выплавки стали.
Важное место занимает изучение влияния газов и неметаллических включе-
ний (НВ) на механические свойства сталей, на качественную и количествен-
ную оценку этого влияния, на внедрение разработок в производство.

Ведение плавки в электропечах при производстве спокойной стали для
отливок предусматривает раскисление марганцем, кремнием, алюминием.

Этот период характеризуется снижением содержания вредных примесей и благоприятным изменением природы и формы НВ (сульфиды, силикаты, оксиды, нитриды). Поэтому, одной из основных плавочных характеристик являются НВ и газы, определяющие комплекс свойств отливок. В зависимости от характера и природы включений – экзо- или эндогенных, степени чистоты сплавов и их газосодержания, свойства отливок существенно изменяются. Фундаментальные исследования в этом направлении [1] показывают значительную чувствительность различных сплавов к количеству НВ.

Вышеизложенное подтверждает необходимость дальнейшего расширения исследований влияния НВ на свойства литья, разработку технических, технологических и организационных мероприятий для повышения качества отливок.

На сегодняшний день существует накопленный научный и производственный опыт борьбы с НВ. Это и заимствованные наработки «большой» металлургии, и создание собственной научной школы. Большое внимание уделяется изданию монографий, учебных пособий, учебников, публикаций в периодических изданиях. Широко освещается эта проблема на международных конгрессах литейщиков, тематических научно-технических конференциях. Однако, при обобщении результатов исследований нередко встречаются разночтения в понимании природы НВ, что затрудняет внедрение мероприятий, способствующих увеличению чистоты сплавов.

Одним из основных недостатков является использование устаревших стандартов, определяющих количество вредных примесей в сплавах. Например, сравнение ГОСТ 977–88 и американских стандартов ASTM A131, ASTM B5E, SAE по содержанию серы и фосфора в сталях [2] требует пересмотра наших стандартов в сторону ужесточения и имплементации. Необходимо также пересмотр учебных и рабочих программ подготовки бакалавров, магистров, PhD специальности 136 «Металлургия», в которых следует более детально анализировать причины формирования дефектов и меры борьбы с ними.

Основным фактором, который препятствует получению чистой по НВ стали является укрупнение и удаление включений при раскислении стали. Сравнение осаждающего и диффузионного раскисления ванны дает преимущество последнему способу, несмотря на снижение производительности плавильного агрегата. Раскисление синтетическим шлаком в литейных цехах практически не производится; также крайне редко используется вакуумирование расплавов.

Газы в стали (H, O, N), образующие различные соединения в виде НВ, также снижают надежность отливок: охрупчивают металл, формируют флокены, уменьшают запас вязкости, повышают порог хладноломкости и т.д.

Для снижения количества НВ в стальных отливках существует множество мероприятий, использование которых зависит от особенностей производства и профессионального уровня литейщиков.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. Лунев В. В. Неметаллические включения в сталях, чугунах и ферросплавах / Лунев В. В., Пирожкова В. П., Грищенко С. Г. – Запорожье: Днепровский металлург. – 2006. – 383 с.

2. Ясюков В. В. Газы и неметаллические включения в стальных отливках / Ясюков В. В., Лысенко Т. В., Пархоменко Е. А. // Металл и литье Украины. – 2017. – №11–12. – С. 19–24.

УДК 621.74

Наумик В.В.¹, Сидоренко Д.С.², Бялік Г.А.³

¹ д-р техн. наук, професор ЗНТУ, Запоріжжя

² аспірант ЗНТУ, Запоріжжя

³ канд. техн. наук, доцент ЗНТУ, Запоріжжя

ОСОБЛИВОСТІ ВИПЛАВКИ ВИСОКОЯКІСНОЇ ЛИТОЇ ВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ В ІНДУКЦІЙНИХ ПЕЧАХ МАЛОЇ ЄМКОСТІ

Індукційні печі малої ємності широко застосовуються при деяких видах ливарного виробництва, зокрема при литті за витоплюваними моделями. Плавки в таких печах обмежена за часом, який не перевищує 30–40 хвилин. Основна складність при цьому – це забезпечити заданий марочний склад без хімічного аналізу по ходу плавки.

Ретельний розрахунок шихти дозволяє за допомогою спеціалізованих комп'ютерних програм одержати метал з мінімальними відхиленнями від марочного складу. Але для цього треба виконати деякі додаткові умови.

Вихідні шихтові матеріали повинні бути сертифіковані по хімічному складу. Особливу увагу слід приділяти виготовленню тигля печі. Шаблон, що використовується для набивки футерівки слід виготовляти з мало вуглецевої сталі, вогнетривкі матеріали повинні бути сертифіковані, особливо для основної футерівки. Після чергової плавки обов'язково вилучаються залишки металу і шлаку.

В процесі плавки для підтримки оптимального теплового режиму печі треба контролювати вихідну температуру води, яка охолоджує індуктор. Для цього на вихідному патрубку встановили універсальний терморегулятор ТР-5.

Реальний вигар елементів марочного складу може відрізнитись від довідкових даних. Тому цей параметр при масовому виробництві треба уточнити за допомогою першої плавки після проведення хімічного аналізу в лабораторії і врахувати при розрахунку шихти в наступних плавках.

Наведена технологія була неодноразово перевірена при виплавці сталі 20Л в індукційній печі ІСТ-0,06.

В якості основного компоненту шихти використовували відходи виробництва сталі 20. Слід відмітити деякі особливості завантаження шихти. Якщо шихтова заготівка виходить за межі індуктора даної печі на довжину більше 200 мм, розплавити буде практично неможливо внаслідок втрати великої кількості тепла за рахунок нагрівання повітря. Тому такі заготівки треба розрізати на декілька частин і додавати їх у піч послідовно після повного розплавлення попередньої частини.

Після розплавлення основної маси шихти вимірювали температуру вольфрам-реневою термопарою, робочий спай якої був захищений кварцовим наконечником. В якості вторинного приладу UT-70A з функцією фіксації максимального значення термоерс.

Феромарганець додавали після повторного контролю температури і доведення останньої до 1600 °С.

Із печі метал зливали у ківш, в якому здійснювали кінцеве розкислення і модифікування алюмінієм і силікокальцієм в кількості 0,2 % і 0,15 % відповідно від маси металу.

Сталь розливали у піщано-глинисті форми зразків для механічних випробувань на розтягнення і ударну в'язкість.

Попередню оцінку якості сталі виконували на металографічних шліфах за допомогою світлового мікроскопу.

Фіксували форму, розмір і кількість неметалевих включень, останній показник визначали лінійним методом. Переважна кількість включень була глобулярної форми, середній розмір їх не перевищував 5 мкм.

Після травлення шліфів виявили особливості мікроструктури. Ділянки фериту і перліту рівномірно розподілялися по поверхні шліфів.

Згідно до результатів механічних випробувань основні показники механічних властивостей суттєво перевищували відповідні стандартні значення.

УДК 669.18

Губенко С.І.¹, Бемпалько В.Н.²

¹д-р техн. наук, професор, НМетАУ, Дніпр

²канд. техн. наук, доцент, НМетАУ, Дніпр

БОРИДНЫЕ ВКЛЮЧЕНИЯ В ЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ, ПРИМЕНЯЕМОЙ В АТОМНОЙ ЭНЕРГЕТИКЕ

Разработка и совершенствование конструкционных материалов для оборудования нового поколения АЭС повышенной безопасности и ресурса является актуальной задачей [1]. Из высокохромистой стали с бором изготов-

ливают шестигранные трубы, которые используют в качестве чехлов отработанных топливных кассет атомных электростанций [2, 3]. Введение в сталь бора способствует появлению боридов, которые оказывают неблагоприятное влияние на горячую технологическую пластичность. Целью работы было исследование боридных включений в стали 04X14T3P1Ф.

Исследования проводили на образцах стали 04X14T3P1Ф, отобранных от трубных заготовок, а также от горячекатаных труб на различных этапах их производства. Микроструктуру стали изучали с помощью оптического микроскопа «Neophot-21». Для определения состава боридов использовали микроанализатор РЭММА 102–02.

Микроструктура стали состоит из крупных и мелких боридов разной формы, неравномерно распределенных в ферритной матрице. В результате исследований установили наличие в стали 04X14T3P1Ф боридов на основе хрома, железа и титана. Анализ диаграмм состояния двойных и многокомпонентных систем Fe–B, Cr–B, Ti–B, Fe–B–Cr, Ti–B–Cr и других [4, 5] показал, что в исследуемой стали при температурах горячей деформации возможны фазовые превращения не только в матрице, но и в самих бориде, которые могут оказывать влияние на технологические свойства стали. С помощью рентгеновского спектрометра анализировали содержание элементов в бориде и ферритной матрице. На рис. 1 приведены изображения микроструктуры образца после горячей деформации при 1100 °С, полученные в характеристическом излучении бора, хрома, титана, железа и ванадия.

Анализ показал, что бор и ванадий равномерно распределены в матрице и включениях боридных фаз, однако в темных включениях концентрация этих элементов выше (рис. 1 *а, б, е*). Хром равномерно распределен в матрице и светлой фазе, в темных включениях его содержание незначительно (рис. 1 *а, в*). Титан образует бориды типа Ti_2B – включения темной фазы (рис. 1 *а, з*), в которых также присутствует ванадий. В матрице и светлой фазе железо распределено равномерно, в темной фазе содержание железа значительно выше в центральных участках (рис. 1 *а, д*).

Полученные данные позволяют предположить, что основой темных включений является борид $(Ti,Fe,V)_2B$, окруженный боридной фазой $(Ti,V)_2B$. Светлая фаза представляет собой борид на основе хрома и железа – $(Fe,Cr)_2B$. Ферритная матрица исследуемой стали в основном легирована хромом и в небольшом количестве – ванадием, бором. Для проведения количественного анализа были отобраны образцы стали после деформации при температурах 1100, 1150 °С. Количественный анализ показал, что содержание титана в темных бориде было максимальным и составляло 48...76%, содержание железа было больше в центральной части боридов (17...23%), по сравнению с периферийной (3,6...5,9%), а содержание хрома отличалась незначительно. Можно принять, что основой темных боридов служит сложный борид

на основе титана состава $(\text{Ti,Fe,Cr})_2\text{B}$, а оболочкой является борид $(\text{Ti,Cr})_2\text{B}$, в котором присутствует фаза, содержащая ванадий. Повышение температуры деформации облегчает диффузионное перераспределение элементов в боридах: содержание бора уменьшалось до 8...9%, а содержание титана увеличилось как в центральной, так и в периферийных участках темных боридов; содержание хрома и железа изменялось незначительно.

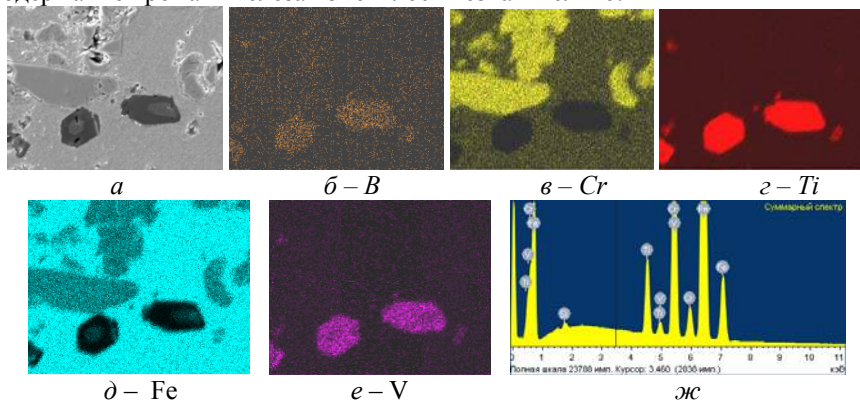


Рисунок 1 – Микроструктура стали 04X14T3P1F (а, $\times 1000$), распределение элементов в стальной матрице и боридах (б–жс)

При анализе содержания легирующих элементов в светлых боридах отмечали колебания содержания хрома и железа, содержание титана было достаточно низким и составляло 0,76...0,93%. При температуре 1100 °C в частицах светлой фазы количество хрома и железа находилось примерно на одинаковом уровне (48...51%), повышение температуры деформации приводило к перераспределению элементов в этой фазе: содержание железа повышалось до 69...78%, а хрома понижалось до 19...30%. В отдельных участках светлой фазы определено содержание бора, которое было невелико и составляло 1,4%. Полученные данные свидетельствуют о том, что светлая фаза является фазой на основе железа, или железа и хрома; содержание бора в этой фазе невелико. Повышение температуры деформации изменяет состав светлой фазы. Повышение температуры деформации способствует диффузионному перераспределению легирующих элементов в боридах, которое приводит к изменению их состава и структуры. Возможно, при более высокой температуре деформации осуществляется превращение $(\text{Ti,Fe,Cr})_2\text{B} \rightarrow (\text{Fe,Cr})_2\text{B}$. В матрице исследуемой стали содержится 83 % Fe; 15,5 % Cr; 0,29% V и 0,38% Si.

Повышение температуры деформации изменяет состав светлой фазы. Повышение температуры деформации способствует диффузионному перераспределению легирующих элементов в боридах, которое приводит к измене-

нию их состава и структуры. Возможно, при более высокой температуре деформации осуществляется превращение $(\text{Ti,Fe,Cr})_2\text{B} \rightarrow (\text{Fe,Cr})_2\text{B}$. В матрице исследуемой стали содержится 83 % Fe; 15,5 % Cr; 0,29 % V и 0,38 % Si.

Влияние температуры пластической деформации на структурные превращения в высокохромистой стали с бором исследовали на образцах после горячей деформации при температурах 1100 и 1150 °С. Крупные бориды на основе хрома удлиненной формы при пластической деформации дробились на фрагменты и хрупко разрушались уже при малых степенях деформации (рис.2, а). Включения боридов на основе титана являются двухфазными и многофазными частицами, деформация которых способствует локализации напряжений, что приводит к образованию микротрещин и их распространению по границам фаз, облегчая дальнейшее разрушение боридов (рис. 2, б). Это способствует увеличению степени их дисперсности.

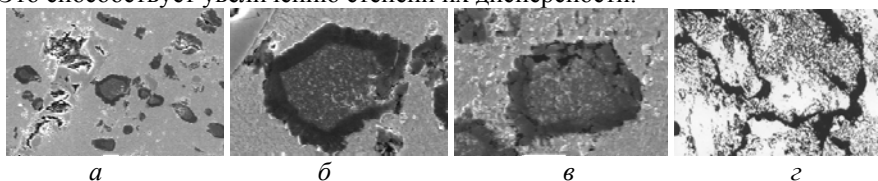


Рисунок 2 – Бориды после деформации при температурах 1100 °С (а, х1000, б,х4000) и 1150 °С (в, х5---, г, х200)

Горячая деформация при температурах выше 1150 °С активизирует диффузионные процессы [6], проходящие как в матрице, так и в бориде, способствуя делению боридов, а также образованию большого количества дисперсных фаз. Возле крупных боридов наблюдали выделение дисперсных частиц (рис. 2, в). Анализ структуры стали после деформации при 1150 °С показал, что диффузионное взаимодействие боридов с матрицей приводит к дроблению, растворению и выделению новых включений. При более высокой температуре в процессе деформации, происходят структурные превращения в самих бориде. Развитие этих процессов изменяет строение и состав боридов на основе титана и способствует их разрушению (рис. 2, г). Полученные данные показали, что при горячей деформации диффузионное взаимодействие боридов с матрицей приводит к изменению не только формы, но и строению боридов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Горынин И.В. Разработка и совершенствование конструкционных материалов для оборудования нового поколения АЭС повышенной безопасности и ресурса / Горынин И.В., Карзов Г.П., Филимонов Г.Н., Козлов Р.А., Цуканов В.В. // В кн. Сучасне матеріалознавство ХХІ сторіччя. – Киев: Наукова думка. 1998. – С. 279–283.

2. Губенко С.И. Влияние температуры и степени деформации на характер изменения эвтектических боридов в высокохромистой стали с бором /

Губенко С.И., Беспалько В.Н., Жиленкова Е.В. // Теория и практика металлургии. – 2006. – № 4–5. – с.158–160.

3. Пройдак Ю. Influence of Non-Metallic Inclusions on the Structural Heterogeneity of High-Alloy Steels / Пройдак Ю., Губенко С., Беспалько В. // Chestochowa University of Technology. Chestochowa. – 2013. – v.2. – p.128–134.

4. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа. Справочник. / Под редакцией О.А. Банных., М. Е. Дриза. // М.: Металлургия. – 1986. – 439 с.

5. Шанк Ф. Структура двойных сплавов / Шанк Ф. М. // М.: Металлургия. – 1973. – 760 с.

6. Денисенко О.І. Розподіл температури одновимірного зразка в умовах місцевої термообробки / О.І. Денисенко, В.І. Цоцко, І.М. Спиридонова, Б.Г. Пелешенко // Фізика і хімія твердого тіла. – Т.9. – № 1 (2008). – С. 181–184.

УДК 669.14-194(0,0414).006

Самойлов В.Е.¹, Игнатов К.С.²

¹ канд. техн. наук, доцент ЗНТУ, Запоріжжя

² бакалавр, ЗНТУ, Запоріжжя

СРАВНИТЕЛЬНОЕ ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ И МОДИФИЦИРОВАНИЯ НА ПОКАЗАТЕЛИ КАЧЕСТВА СТАЛИ ДЛЯ ОТЛИВОК

Общеизвестно, что для повышения качества стальных отливок необходимо комплексное применение двух технологических процессов, а именно легирования и модифицирования. Но и в настоящее время имеет место спорное мнение об их преимущественном значении при производстве литейных сталей. Поэтому данная работа имеет научный интерес и актуальность.

Исследовали отдельно влияние легирования марганцем и модифицирования барием или РЗМ на качественные показатели среднеуглеродистой стали ферритно-перлитной структуры.

Для получения корректных результатов, исследования проводили на «чистом» исходном сплаве следующего химического состава: 0,3 % углерода, 0,2 % кремния, без марганца, низким содержанием серы (0,007 %) и фосфора (0,006 %). Сплав расплавляли в индукционной печи с кислой футеровкой. Перед выпуском металл раскисляли алюминием (0,1 %).

Обрабатывали исходный сплав ферросиликобарием марки ФС55Ба32 (33 % бария), или лигатурой с РЗМ марки ФС30РЗМ30 (33 % РЗМ), или ферромарганцем марки ФМн78А (80 % Мн). При этом использовали метод порционной разливки, дающей возможность на сплаве одного исходного состава определить влияние изучаемого фактора, исключив влияние других технологических параметров.

Определили следующие показатели качества стали:

- жидкотекучесть. Использовали стандартную литейную форму технологической спиральной пробы с каналом постоянного сечения площадью 50 мм²;

- механические свойств. Предел прочности (σ_B , МПа), относительное удлинение (δ , %), относительное сужение (ψ , %), ударную вязкость (КСУ, МДж/м²). Разрывные образцы изготавливали по ГОСТ 1497–83. Ударную вязкость определяли на образцах типа I по ГОСТ 9454–80. Перед испытаниями сталь термообработывали: нормализация (900 °С, выдержка 3 часа) и отпуск (670 °С, выдержка 2 часа).

- загрязненность стали неметаллическими включениями определяли методом «Л» по ГОСТ 1778–70;

- содержание газов (кислород и азот) определяли на автоматическом газовом анализаторе фирмы «Бальцерс» и на приборе ТС–136 корпорации LECO штат Мичиган, США.

Анализ полученных результатов позволяет сделать следующие выводы:

- при использовании выбранных модифицирующих и легирующего элементов отмечено их высокую технологичность, а именно отсутствие пироэффекта и интенсивного дымовыделения, а это есть важным экологическим фактором производственного литейного процесса;

- легирование стали марганцем и отдельное модифицирование ЩЗМ или РЗМ повышают жидкотекучесть сплава – основного технологического фактора при производстве литейной продукции. При этом лучшие показатели жидкотекучести получили при введении щелочноземельного металла – бария;

- механические показатели исходного сплава: прочность, пластичность и вязкость не соответствовали параметрам, что заложены в нормативный документ (ГОСТ 977–88). Возрастающие порционные присадки легирующего элемента марганца повышали все механические свойства стали и стабилизировали их в пределах требований стандарта. Ввод ферросиликобария от 0,1 % до 0,3 % не показал существенного повышения механических показателей, что объясняется механизмом действия бария в стали ферритно-перлитного класса, то есть не растворяясь в металлической матрице он ее не упрочняет. Ввод возрастающих присадок легатуры с РЗМ от 0,1 % до 0,3 % в исходный сплав без марганца показал рост всех механических характеристик выше уровня требований стандарта, что объясняется совместным модифицирующим и микролегирующим эффектом;

- общий индекс загрязненности стали при введении возрастающих присадок ферромарганца практически не изменялся, но отмечалось перераспределение неметаллических включений за счет снижения количества остроугольных оксидов и увеличения содержания оксисульфидов. При этом глобулярные включения отсутствовали, а сульфидная фаза не изменялась. При введении в сплав модификатора марки ФС55Ба32 общий индекс загрязнен-

ности уменьшался за счет снижения количества остроугольных оксидов и сульфидов. При этом содержание оксисульфидов не изменялось с увеличением количества глобулярных включений. В стали обработанной возрастающими присадками лигатуры с РЗМ отмечали снижение общего индекса загрязненности с минимальным значением при введении 0,1 % ФС30РЗМ30. С увеличением присадки до 0,3 % общий индекс загрязненности повышался. При этом остроугольные оксидные включения отсутствовали, а количество оксисульфидных и оксидных глобулярных включений возрастало;

– содержание кислорода наибольшее в исходном сплаве, а наименьшее после обработки расплава лигатурой с ЩЗМ (ФС55Ba32), что можно объяснить удалением из металла оксидной неметаллической фазы и высокой раскисляющей способностью бария. Лигатура с РЗМ максимально уменьшала содержание кислорода в расплаве при минимальных присадках (0,1 %). Увеличение присадки с РЗМ до 0,3 % не снижало содержание кислорода за счет увеличения в стали количества глобулярных оксидных и оксисульфидных неметаллических включений. Содержание азота во всех вариантах исследования практически не изменялось.

Закключение: результаты исследований можно использовать как небольшую составляющую научной основы общих работ посвященных отдельному или комплексному легированию и модифицированию сталей литейного и металлургического производства.

УДК 621.74

Пономаренко О.І.¹, Берлізева Т.В.², Куксінов О.О.³, Видря В.В.⁴,
Анісімова Г.М.⁵

¹ д-р техн. наук, професор, НТУ «ХП», Харків

² канд. техн. наук, ст. викл., НТУ «ХП», Харків

³ менеджер ТОВ «АСТІЛ М», Харків

⁴ директор ТОВ «АСТІЛ М», Харків

⁵ магістр, НТУ «ХП», Харків

ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ХОЛОДНОТВЕРДЮЧИХ СУМІШЕЙ З ВИКОРИСТАННЯМ ЕФІРНОГО ЗАТВЕРДЖУВАЧА ФІРМИ PROTEC FOND S.R.L (ІТАЛІЯ)

В даний час на ринку України з'явилися нові матеріали для ХТС фірми Protec Fond S.r.l (Італія).

До складу матеріалів входять:

– Рідкий затверджувач DUR–SIL ECO SSC L 13 на основі пропілен карбонату для затвердіння піщаних форм і стрижнів на силікатної основі (не є в'язучою речовиною).

– RECSIL SLOW SET D / 14 – в'яжуча речовина на основі силікату натрію, придатне для виробництва холоднотвердіючих сумішей для форм і стрижнів з рідким затверджувачем.

Рідкий затверджувач додають до піску в пропорції 10–12 % по відношенню до маси RECSIL. Після повного диспергування затверджувача до піску додають RECSIL в кількості 2–4 % від маси використовуваного піску.

Суміш готували наступним чином: спочатку вводили спеціальну добавку і перемішували суміш протягом 3 хв., потім додавали рідке скло і перемішували ще 2 хвилини.

Експериментально визначені і встановлені закономірності наростання міцності суміші з використанням в'яжучих матеріалів на основі силікатів для виготовлення ливарних форм і стрижнів фірми Protec Fond S.r.l (Італія), такі як міцність, довговічність, обсипальність і залишкова міцність; з використанням різних ефірних затверджувачів, досліджені її фізико-механічні та технологічні властивості.

Показники міцності за технологічною пробою на стиснення суміші, в середовищі-ньому, становить: через 1 годину – 1,19 ... 1, 2 МПа; через 1,5 години – 1,35 ... 1,37 МПа; через 3 години – 1,85 ... 1,9 МПа; через 24 години – 3,34 ... 3,5 МПа.

Дослідження сумішей показали, що обсипальність становить менше 0,1 ... 0,2 %, живучість в межах від 3 до 5 хвилин. Залишкова міцність становить 4,0 ... 4,2 МПа. У порівнянні з CO₂ процесом залишкова міцність сумішей з в'яжучих матеріалів на основі силікатів для виготовлення ливарних форм і стрижнів фірми Protec Fond S.r.l (Італія), ФОПЦК знижена в 3,0 ... 3,5 разів.

Розроблено математичні моделі властивостей сумішей на основі планованого експерименту з використанням матеріалів для ливарних форм і стрижнів фірми Protec Fond S.r.l (Італія), оптимізовано її склад і побудована номограма для стабілізації властивостей ХТС в умовах ливарного виробництва;

Аналіз математичних моделей показав, що вплив варійованого факторів на параметри оптимізації (міцність на стиск, живучість, залишкова міцність) відповідає теоретичним уявленням про формування властивостей суміші під час її приготування. Міцність на стиск і залишкова міцність збільшуються з підвищенням кількості RECSIL SLOW SET D / 14 та DUR-SIL ECO SSC L 13. Живучість зменшується зі збільшенням DUR-SIL ECO SSC L 13 і збільшуються з підвищенням вмісту RECSIL SLOW SET D / 14 та DUR-SIL ECO SSC L 13 в суміші.

Запропоновано номограма для оперативного управління властивостями суміші і визначена область оптимальних значень: для RECSIL SLOW SET D / 14 та DUR-SIL ECO SSC L 13 від 2,25 до 4,0 мас. %, Для DUR-SIL ECO SSC L 13 від 0,30 до 0,48 мас. %.

ВИЗНАЧЕННЯ КРЕМНІЮ В СТАЛІ МЕТОДОМ ТЕРМО-ЕРС

При необхідності отримання точних відомостей про склад металу проводиться лабораторний хімічний аналіз. Даний вид експертизи допомагає визначитися з нормами експлуатації матеріалу і при наявності проблем з міцністю, з'ясувати їх причини.

Лабораторія хімічного аналізу металу проводить подібні випробування, перш за все для того, щоб встановити концентрацію в металі різних домішок, або ж їх повна відсутність [1].

На проведення якого витрачається від декількох годин, а у випадку з деякими матеріалами – до декількох діб.

Крім того, проведення хімічного аналізу більш трудомістко: деякі зразки не розчиняються в реактивах, і їх розкладання доводиться проводити з застосуванням спеціальних засобів (ультразвук, СВЧ). Повний хімічний аналіз передбачає проведення значної кількості складних тестів.

Для прискорення визначення хімічного аналізу в сплавах застосовується експрес аналіз.

Сучасні прилади для експрес аналізу коштують дуже дорого. Наприклад, прилад фінської компанії OXFORD INSTRUMENTS коштує від 67000 до 92000 євро. У зв'язку з цим треба шукати або розробити більш дешевий прилад, який зможе працювати не гірше ніж закордонні аналоги.

Температура – один з найважливіших контрольованих параметрів технологічних процесів практично в усіх галузях народного господарства. Більша частина всіх температурних вимірювань припадає на частку термоелектричних перетворювачів, принцип дії яких заснований на явищі Зеебека. У 1821 році німецький вчений, уродженець м. Ревеля (нині Таллінн), Т. Й. Зеебек (1770–1831) виявив, що якщо спаї двох різнорідних металів, що утворюють замкнене електричне коло, мають неоднакову температуру, то в ланцюзі протікає електричний струм. Зміна знака у різниці температур спайів супроводжується зміною напрямку струму.

Цей факт послужив основою для створення пристрою, чутливим елементом якого є термопара – два провідника з різнорідних матеріалів, з'єднаних між собою на одному (робочому) кінці, інші два (вільні) кінця провідників підключаються в вимірювальну ланцюг або безпосередньо до вимірювального приладу, причому температура вільних кінців заздалегідь відома. Термопара утворює пристрій (або його частина), що використовує термоелектричний ефект для вимірювання температури. Під термоелектричним ефектом

розуміється генерування термоелектрорушійної сили (термо-ЕРС), що виникає з-за різниці температур між двома з'єднаннями різних металів і сплавів (рис. 1), що утворюють частину однієї і тієї ж ланцюга.

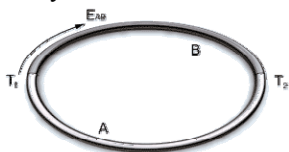


Рисунок 1 – Кільцевий провідник, складений із двох різних металів

Для нескінченно малих різниці температур dT спаїв термопари, що складається з провідників A і B , її термо-ЕРС визначається залежністю

$$E_{AB} = e_{AB} \cdot dT, \quad (1)$$

де e_{AB} – диференціальної термо-ЕРС пари AB . Величину e_{AB} називають також коефіцієнтом термо-ЕРС, коефіцієнтом Зеебека або чутливістю термопари.

На даний момент, для визначення любого хімічного елемента в сталі треба затратити не мало часу. Як варіант вирішення цієї вузько направленої проблеми, було сконструйовано лабораторний пристрій для швидкого визначення кремнію, схему якого показано на рис. 2.

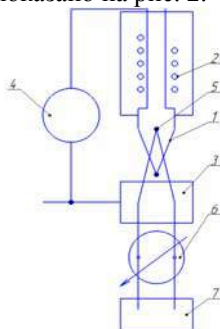


Рисунок 2 – Принципова схема

1 – мідний електрод еталонний; 2 – муфельний нагрівач; 3 – досліджуваний зразок;
4 – цифровий мілівольтметр; 5 – термоелектронної датчик для підтримки постійної температура-тури електрода; 6 – показчик температури електрода; 7 – автоматичний регулятор темпе-ратури.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. Экспресс-анализ или химический анализ, что лучше? [Електронний ресурс] / Режим доступу: URL: <https://www.metalika.ua/articles/ekspress-analiz-ili-khimicheskii-analiz-cto-luchshe.html>.

ПРИРОДА КРАСНОЛОМКОСТИ СТАЛЕЙ

Сульфидная красноломкость сталей. Это явление связано с наличием в сталях легкоплавких сульфидов железа FeS, а также многочисленных сульфидных эвтектик (рис. 1, а, б). Степень деформации стали, при достижении которой вблизи эвтектических включений возникают микроразрушения, зависит от типа включения, пластичности стальной матрицы и температуры (рис. 2). У всех сталей пластичность в интервале температур 25...600 °С изменяется незначительно и величина критической степени деформации остается неизменной, а зависит лишь от содержания углерода и примесей в стали. При повышении температуры выше 600 °С пластичность сталей возрастает. На кривых имеются перегибы, вызванные фазовыми превращениями в матрице (аустенитизацией, рекристаллизацией, растворением карбидов). Максимальное значение $\epsilon_{кр}$ наблюдается непосредственно перед достижением температур плавления эвтектических включений. После их расплавления значения $\epsilon_{кр}$ резко уменьшаются, что свидетельствует о проявлении красноломкости. Значения $\epsilon_{кр}$ во всех сталях для окисульфидной эвтектики выше, чем для сульфидной при всех температурах.

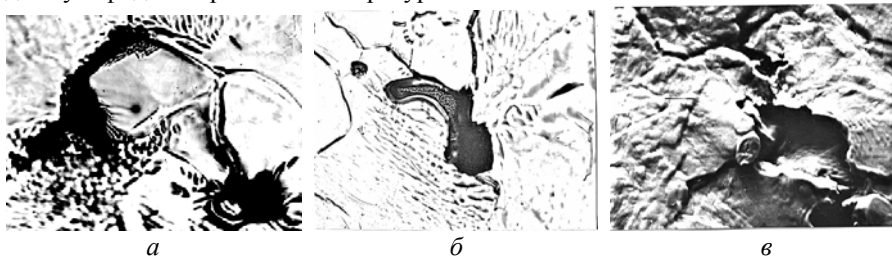


Рисунок 1 – Разрушение вблизи оплавившихся сульфидных и силикатных эвтектик; x500

Природа полостей, возникающих вблизи сульфидных включений, зависит от температуры, определяющей степень пластичности включений и матрицы. В процессе своего развития микроразрушения проходят несколько стадий. Первая включает локализацию деформации во включениях и в матрице вблизи включений, зарождение полостей. На второй стадии полости растут до определенного (критического) размера, зависящего от температуры, вызывающей структурные и фазовые превращения в матрице. Бурный рост полостей происходит после оплавления включений.

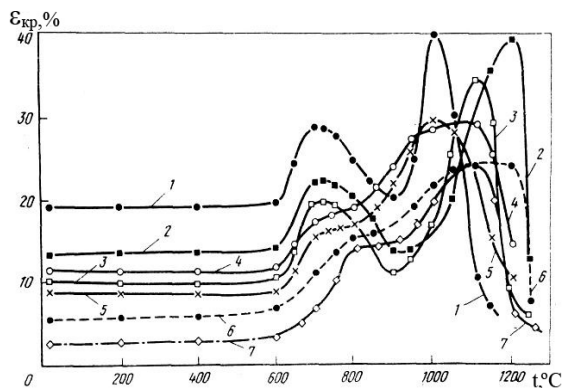


Рисунок 2 – Влияние температуры на критическую степень деформации сталей 08кп (1), 08Х (2, 3), НБ-57 (4, 5), ШХ15 (6, 7) для окисьюльфидных (1, 2, 4, 6) и сульфидных (3, 5, 7) эвтектических включений

Силикатная красноломкость стали. Включения эвтектических силикатов эндогенного происхождения имеют довольно крупные размеры и сложную структуру. При достижении температуры 1230 °С включения силикатных эвтектик оплавляются. Плавление включений продолжается в процессе деформации, в результате включения полностью расплавляются. В стали возникают готовые полости, заполненные расплавом (рис. 1, в), что вызывает резкое снижение пластичности и прочности сталей.

УДК 669.1

Жижкина Н.А.¹, Пахоменков Д.А.²

¹ д-р техн. наук, с.н.с., БГТУ, Брянск

² магистрант, БГТУ, Брянск

ОЧИЩЕНИЕ ЖИДКОЙ СТАЛИ ДЛЯ ЗАПОРНОЙ АРМАТУРЫ ОТ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ

Неметаллические включения, являясь концентраторами напряжений, негативно влияют на механические свойства стали. Запорная арматура работает в жестких условиях статических и динамических нагрузок, к ней предъявлены требования прочности, жесткости и герметичности. Поэтому необходимо проводить работы по улучшению технологий очищения жидкой стали для производства запорной арматуры.

В процессе очищения жидкой стали играет значительную роль процесс укрупнения неметаллических включений. В основу процесса укрупнения неметаллических включений положена теория межфазного натяжения. Из-

вестно [1], что силы адгезии между жидкой сталью и включением намного ниже, чем силы адгезии между двумя включениями.

С другой стороны, на процесс укрупнения включений влияет интенсивность перемешивания жидкой стали в процессе плавки и ее вязкость. В работе [1] сказано, что для протекания оптимального процесса укрупнения неметаллических включений необходима оптимальная интенсивность перемешивания жидкой стали, которая для каждого конкретного случая подбирается опытным путем.

Вместе с тем очищение жидкой стали наряду с ее вязкостью зависит от вязкости шлака. Чем быстрее жидкая шлаковая частица смачивает твердое неметаллическое включение, тем легче она его поглощает.

Результаты исследований [2] показали, что большинство неметаллических включений имеют плотность меньшую, чем плотность жидкой стали, что оказывает положительное влияние на их всплывание в ванне расплава. В свою очередь, чем выше скорость всплывания неметаллических включений в жидкой стали, тем эффективнее ее очищение, а, следовательно, и выше ее качество.

Известно [1], что при прочих равных условиях скорость всплывания жидких неметаллических включений выше, чем скорость всплывания твердых включений.

Процесс флотации неметаллических включений происходит при кипении жидкой стали с выделением пузырьков СО или при продувке ее инертными газами. При этом процесс очищения стали проходит более эффективно.

Таким образом, для повышения качества стали запорной арматуры необходимо повысить скорость всплывания неметаллических включений в жидкой стали. На скорость удаления включений влияют:

- физические и химические параметры неметаллических включений (размер, плотность, температура плавления и состав);
- характеристики жидкой стали и шлака (температура и вязкость);
- интенсивность перемешивания жидкой стали;
- протекание процессов укрупнения неметаллических включений;
- силы межфазного натяжения между фазами «жидкая сталь – неметаллическое включение» и «шлак – неметаллическое включение».

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Кудрин, В. А. Металлургия стали /В.А. Кудрин – 2-е изд., перераб. и доп. – Москва: Металлургия, 1989. – 560с.
2. Жижкина, Н. А. Центробежное литье листопрокатных валков / Н. А. Жижкина – Брянск: Изд-во БГТУ, 2017. – 179 с.

УДК 621.746.58

Белов Б.Ф.¹, Троцан А.И.², Карликова Я.П.³, Рябчиков И.В.⁴

¹ канд. техн. наук, вед.науч.сотр. ИПМ НАН Украины, Киев

² д-р техн. наук, профессор, ИПМ НАН Украины, Киев

³ канд. техн. наук, доцент, ГВУЗ «ПГТУ», Мариуполь

⁴ д-р техн. наук, НПО «Перспектива», Запорожье

О МЕХАНИЗМЕ ОБРАЗОВАНИЯ И МОДИФИЦИРОВАНИЯ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ ПРИ КОВШЕВОЙ ОБРАБОТКЕ СТАЛИ СПЛАВАМИ СИЛИКОБАРИЯ

При ковшевой обработке окисленной стали сплавами силикобария образуются оксидные неметаллические включения – силикаты бария. Состав силикатов бария (стехиометрический, химический, фазовый) определяется диаграммой состояния бинарной системы $\text{SiO}_2\text{--BaO}$ в зависимости от состава сплавов силикобария, образующихся на базе интерметаллидов – силицидов бария бинарной системы Si--Ba .

Полигональные диаграммы силикатов-силицидов бария составляют дуплекс–систему $\text{SiO}_2\text{--BaO:Si--Ba}$. Дуплекс система [1] включает последовательный ряд оксидных и металлических фаз взаимобратимых в восстановительных или окислительных условиях:

силикаты бария

$\text{SiO}_2 \rightarrow 36\text{SiO}_2\text{BaO}(\text{M}_1) \rightarrow 12\text{SiO}_2\text{BaO}(\text{M}) \rightarrow 6\text{SiO}_2\text{BaO}(\text{M}_2) \rightarrow 4\text{SiO}_2\text{BaO}(\text{M}_1) \rightarrow$
 $\rightarrow 3\text{SiO}_2\text{BaO}(\text{Э}_1) \rightarrow 2\text{SiO}_2\text{BaO} \rightarrow 3\text{SiO}_2\text{BaO}(\text{Э}_2) \rightarrow \text{SiO}_2\text{BaO} \rightarrow 2\text{SiO}_2\text{BaO}(\text{Э}_3) \rightarrow$
 $\rightarrow \text{SiO}_2\text{BaO} \rightarrow \text{SiO}_2\text{BaO} \rightarrow 4\text{SiO}_2\text{BaO} \rightarrow \text{BaO};$

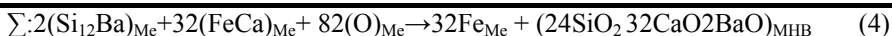
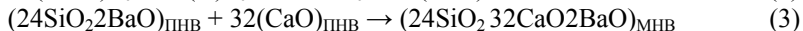
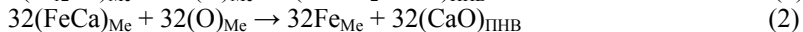
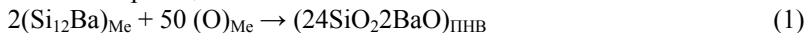
сплавы силикобария

$\text{Si} \rightarrow \text{Si}_{36}\text{Ba} \rightarrow \text{Si}_{12}\text{Ba} \rightarrow \text{Si}_6\text{Ba} \rightarrow \text{Si}_4\text{Ba} \rightarrow \text{Si}_3\text{Ba}(\text{Э}_1) \rightarrow \text{Si}_2\text{Ba} \rightarrow \text{SiBa} \rightarrow \text{SiBa}_2 \rightarrow$
 $\rightarrow \text{SiBa}_4(\text{Э}_2) \rightarrow \text{Ba}$

Здесь ($\text{M}_1\text{--M--M}_2$) – монотектические фазы на куполе несмешиваемости силикатов бария, ($\text{Э}_1\text{--Э}_2\text{--Э}_3$) – эвтектические оксиды и сплавы.

Промышленные сорта силикобария содержат до 30,0 % Ba и отвечают твердому раствору на основе интерметаллида – Si_{12}Ba [2].

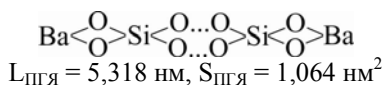
Стохастический анализ [3] механизма образования и модифицирования неметаллических включений описывается последовательным рядом структурно-химических реакций:



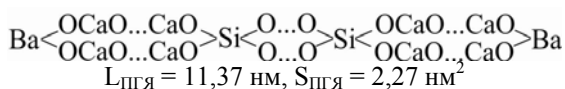
Здесь реакции (1,2) раскисления стали сплавами силикобария и кальция в виде компакт–материала 60% Fe + 40% Ca с образованием первичных не-

металлических включений (ПНВ) – силикатов бария и оксида кальция. Реакция (3) модифицирования при взаимодействии ПНВ с образованием модифицированных неметаллических (МНВ) включений эвтектического состава типа ранкинита. МНВ являются жидкоподвижными в металлическом расплаве и образуют глобулы в твердой стали, тогда как ПНВ являются кварцевым стеклом и твердыми фазами CaO.

СИМ–комплекс ПНВ



СИМ-комплекс МНВ



ПНВ (силикаты бария) относятся к мелкодисперсным включениям, тогда как МНВ в двое крупнее $L_{\text{МНВ}} \geq L_{\text{ПНВ}}$ и легче удаляются из жидкой стали.

Суммарная реакция (4) позволяет определить расходные коэффициенты присадочных материалов, глубину раскисления, состав и количество неметаллических включений.

При общем расходе сплавов в количестве 1,0 кг/т (23,5 % Сба30 + 76,5 % ФК40) удаляется кислорода 326,5 ppm, образуется 0,88 кг/т МНВ, содержащие (масс.%): $40,7\text{SiO}_2 + 50,7\text{CaO} + 8,6\text{BaO}$ при основности $B = 1,46$.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Белов Б.Ф. Анализ структурно-химического состояния и классификация оксидных и металлических фаз системы железо-кремний-барий-кислород. Дуплекс–система $\text{SiO}_2\text{--BaO/Si--Ba}$. Сообщение 1 / Б.Ф. Белов, А.И. Троцан, Я.П. Карликова и др. // Процессы литья. – 2016. – № 5 – С. 3–13.
2. Сплав кремнію з барієм – силікобарій для обробки металургійних розплавів / Паренчук І.В., Белов Б.Ф., Троцан А.І. та інш. // Патент України №93964, C21C7/00, публ. 27.10.2014. Бюл. № 20.
3. Белов Б.Ф. Аналіз стохастичних металургійних систем за допомогою балансових рівнянь сумарних структурно-хімічних реакцій / Б.Ф. Белов, А.І. Троцан, І.Л. Бродецький та інш. // Свідомство про державну реєстрацію прав автора на твір. – ПА№54359 від 2.04.2014 р.

ТЕХНИКО-ЭКОНОМИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ УВЕЛИЧЕНИЯ ПРОИЗВОДСТВА ЧИСТЫХ СТАЛЕЙ

Развитие научно-технического прогресса характеризуется все большим использованием материалов с более высокими удельными (на единицу массы) физико-механическими свойствами. Важным путем продвижения в данном направлении в черной металлургии и материаловедении является повышение чистоты стали по вредным примесям.

В Индии известна древняя железная колонна, изготовленная из чистого железа [1], которую не тронула коррозия, и это древнее уникальное изделие может служить ориентиром в производстве металлических изделий. С другой стороны, имеются сведения, что теоретический предел прочности чистого железа равен 1300 кг/мм^2 (достигается в «усах») [2]. Современным сталям до теоретических показателей еще далеко, поэтому перспективы у научно-технической революции в области черной металлургии и машиностроении достаточно хорошие.

Повышение чистоты стали достигается в производстве двумя методами:

– первый, более радикальный, – рафинирование стали от вредных примесей и газов;

– второй, не дающий таких высоких свойств, как при рафинировании, но более технологичен на современном этапе, – это модифицирование.

Там, где жизненный цикл изделия контролируется, например, в производстве железнодорожных рельс, из которых, после того как они отслужат свой срок, будут выплавлены рельсы (замкнутый цикл) – используют первый метод. В целом, для современной рыночной экономики, ориентированной на получение прибыли, при том, что в металлоломе изделия разных производителей бесконтрольно перемешиваются, второй метод позволяет конкретному предпринимателю не потерять его долю прибыли в «общем котле».

Вследствие вышеперечисленных факторов, больший интерес для нас представляет рафинирование. Для этого изучается эффективность использования низколегированных рафинированных конструкционных сталей. В качестве базовых сталей были взяты марки 20ХГСЛ и 20ГЛ. Процессы рафинирования рассматривались с точки зрения увеличения себестоимости и качественных показателей продукции. Большое внимание уделялось десульфурации.

Рассмотрена экономическая эффективность следующих процессов и решений:

– рафинирование;

- модифіцирование ЦЗМ и РЗМ;
- термическая обработка;
- замена рафинированными сталями, других марок.

При помощи расчета обобщенного критерия была выполнена перспективная оценка эффективности применения рафинированных низколегированных конструкционных сталей марок 20ХГСЛА и 20ГЛА. Установлено, что обобщенный критерий для обеих марок стали превышает значение, равное трем, что свидетельствует об особой перспективности перехода промышленности на производство высококачественной стали.

Анализ проведенных исследований и расчетов позволил сделать прогноз, что при создании металлофонда страны из высококачественной рафинированной стали, возможно будет существенно снизить потери черных металлов из-за коррозии, которые в настоящее время составляют 20% от их ежегодного производства.

В работе рассчитан ожидаемый экономический эффект от создания и дальнейшего использования металлофонда рафинированной стали, учитывающий многократность использования металлического лома.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Алексеев С.А. Железная колонна в Дели: история мифа / С.А. Алексеев // Химия и жизнь. – 1979. – №4 – С. 90-93.
2. Барон Ю.М. Технология конструкционных материалов / Под ред. Ю.М. Барона. – СПб: Питер, 2015. – 512 с.

УДК (669.74+669.784):669.14-021.361

Сажнев В. М.¹, Назаров А. В.²

¹ канд. техн. наук доцент ЗНТУ, Запоріжжя

² студент ЗНТУ, Запоріжжя

МОДИФІКУВАННЯ ВИСОКОМАРГАНЦЕВИХ СТАЛЕЙ

Модифікування являє собою один з методів покращення якісних характеристик литого металу. Ефективна взаємодія модифікаторів проявляється у подрібненні макро- та мікро-структурі, змінненні природи, форми та розподілення неметалевих включень в сталі, що призводять до покращення комплексу її фізико-механічних та службових властивостей. Найбільш широко застосування для модифікування сталі Г13Л отримав титан, ванадій, кальцій, РЗМ. Тому виник інтерес дослідження впливу вказаних модифікаторів на властивості сталей у широкому інтервалі концентрацій марганцю.

Вплив зростаючих добавок, а також порівняння оптимальних концентрацій різних елементів дослідили в умовах розливки металу порціями. Розкислення сталей проводили алюмінієм з розрахунку його залишкового вмісту у

металі 0,015...0,020 %. Концентрації досліджуваних модифікаторів змінювались у межах: титан 0...0,25 %, ванадій 0...0,55 %, РЗМ 0...0,06 %. Кальцій додажували у кількості 0...0,03% (у перерахунку на металевий з силікокальцієм).

Результати досліджень показали, що найбільш ефективно збільшення механічних якостей і ударно – абразивної зносостійкості високомарганцевих сталей забезпечили: титан при вмісті в металі 0,05 %...0,15 %, ванадій – 0,10...0,15 % й спільні присадки алюмінію, титану та ванадію з остаточним вмістом у вказаних межах. Істотне збільшення механічних властивостей і холодостійкості сталей було отримано також при модифікуванні кальцієм у кількості 0,05 %...0,1 % (у перерахунку на металевий). Додавки РЗМ призвели до пониження механічних властивостей сталей, за виключенням межі міцності, яка при збільшенні вмісту РЗМ до 0,03 % зростала.

Комплексним методом, що включає оптичну металографію, електронну мікрофрактографію, макрорентгеноспектральний аналіз, вивчали природу і вміст неметалевих включень при модифікуванні.

Металографічне дослідження сталей Г13Л, Г10Л, Г8Л з додатками алюмінію, титану, кальцію, РЗМ і ванадію продемонстрували, що природа та форма неметалевих включень в цих сталях однакова і безпосередньо пов'язана з вмістом елементу модифікатора. У сталях, розкислених алюмінієм, були знайдені глобулярні включення алюмомарганцевих силікатів. Додатки кальцію та РЗМ призвели до подрібнення й зменшення загальної кількості глобулярних включень. Позитивний вплив цих елементів також відзначився у зниженні рівню кисню у металі. Величина зерна при присадці кальцію і РЗМ не змінювалась. Модифікування титаном та ванадієм призвело до утворення нітридів і карбонітридів. Присадка титану і ванадію у 1,3...1,5 разів подрібнили зерно аустеніту й призвели до позитивного впливу на рівномірність розподілення карбідів $(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{C}$.

Мікрофрактографічні дослідження дозволили встановити, що на властивості високомарганцевих сталей найбільший вплив мають дрібнодисперсні нітридні включення. В зламах сталей, розкислених алюмінієм, були виявлені плівкові нітриди алюмінію, навколо яких отримала розвиток зона крихкого руйнування. У сталях, модифікованих алюмінієм та титаном, основну сукупність нітридних включень складали нітриди титану правильної кубічної форми, розмірами 5...20 мкм.

При модифікуванні алюмінієм та ванадієм у сталях були знайдені дрібнодисперсні включення, розмірами 0,5...2,0 мкм. Мікрорентгеноспектральним аналізом цих включень, екстрагованих кутовими репліками зі зламів, встановили присутність у них ванадію. При модифікуванні алюмінієм та титаном чи алюмінієм та ванадієм у зламах сталей практично відсутні плівкові нітриди алюмінію.

При комбінованому модифікуванні алюмінієм, титаном та ванадієм були отримані комплексні включення розмірами 0,5...5,0 мкм що містили: алюміній,

титан, ванадій та азот. Такі включення ідентифікувались як нітриди, алюмінію, титану та ванадію, а також карбонітриди ванадію. Метал, що містив дрібнодисперсні включення, мав більш в'язку мікроструктуру зламів. У сталях, модифікованих алюмінієм, титаном та ванадієм, з дрібними та однорідним аустенітним зерном, відзначалась значно більша питома поверхня границь зерен, що дозволило рівномірно розподілити на межах зерен велику кількість дрібнодисперсних нітридних включень.

Комплексне модифікування високомарганцевих сталей алюмінієм, титаном і ванадієм сприяло перетворенню плівкових включень у об'ємні, що виділяються у рідкій сталі. Ці включення працювали як модифікатори другого роду, утворюючи центри кристалізації. Структура сталі помітно подрібнилась, при цьому також послабився вплив фосфідної евтектики. Оптимальні концентрації елементів – модифікаторів складають: алюміній – 0,015 %, титан – 0,075 %, ванадій – 0,13%, тобто дотримувалось приблизне відношення 1:5:10.

Порівнюючи результати механічних випробувань та металографічного аналізу слід відзначити, що при вмісті ванадію нижче 0,01 % та титану нижче 0,03 % у сталях не забезпечується утворення мінімальної кількості карбідів і нітридів ванадію та титану, сприяючих подрібненню структури та підвищенню ударної в'язкості, наявність у сталі карбідів і нітридів ванадію та титану призводить до збільшенню зносостійкості. При збільшенні вмісту ванадію і титану більш ніж 0,15 % відбувається забруднення сталей грубими комплексами карбонітридів, що призводить до пониження ударної в'язкості, тобто відбувається ефект премодифікування.

УДК 669.168

Мельник С.Г.

д-р. техн. наук, ведучий научн. сотр. ФТИМС НАНУ, Киев

НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИЕ ВКЛЮЧЕНИЯ В КОНВЕРТЕРНОЙ СТАЛИ ДЛЯ ХИМИЧЕСКИХ РЕАКТОРОВ

Проведены исследования поведения неметаллических включений при производстве стали для химических реакторов марки 08ГТ по ТУ 14-1-2813. Химический состав стали приведен в табл. 1.

Таблица 1 – Химический состав стали 08ГТ (ТУ 14-1-2813)

Сталь	Содержание элементов, мас %											
	C	Si	Mn	Al	Ti	S	P	Cr	Ni	Cu	N ₂	As
						Не более						
08ГТ	Н.б. 0,10	0,15– 0,35	1,10– 1,50	0,015– 0,045	0,05– 0,12	0,035	0,035	0,10	0,25	0,25	0,008	0,08

Химические реакторы изготавливают по заказам химической и пищевой промышленности. Для успешного производства и хранения кислот и жидких пищевых продуктов при производстве заготовок для реакторов особое внимание уделяется качеству поверхности, так как одной из технологических операций предусмотрено эмалирование внутренней поверхности реакторов. Сталь 08ГТ должна быть достаточно пластична, что обеспечивается ограничениями содержания в стали углерода не более 0,10 % и азота – не более 0,008 %.

Из опыта производства IF-сталей, предназначенных для глубокой вытяжки, известно, что снижению дефектов поверхности проката способствует снижение содержания неметаллических включений и газов, достигаемое в результате вакуумирования. С учетом этого была разработана технология производства стали 08ГТ, включающая выплавку углеродистого полупродукта в 350-т конвертерах из передельного чугуна и металлолома с продувкой технически чистым кислородом с последующими раскислением, науглероживанием, легированием и рафинированием в сталеразливочном ковше.

Важным элементом новой технологии производства стали 08ГТ было внепечное вакуумирование стали на установке порционного вакуумирования стали УПВС-350. Температура стали перед вакуумированием была от 1595 до 1615 °С. Коэффициент циркуляции, отражающей массу металла, прошедшую через патрубок и вакуумную камеру, при массе порции металла в вакуумной камере не менее 30 т и числе циклов вакуумирования 30 и более, составлял не менее 2,5. После вакуумирования на УПВС-350 ковш со сталью передавали на установку доводки металла (УДМ), где осуществляли корректировку и доводку стали по ее температуре и химическому составу до заданных параметров перед разливкой на МНЛЗ. Затем ковш устанавливали на поворотный стенд МНЛЗ и переходили к разливке стали методом «плавка на плавку». Применение вакуумирования стали по указанной технологии позволяет снизить содержание неметаллических включений в ней примерно в 2 раза.

Микроструктуру стали 08ГТ изучали по стандартным методикам на шлифах, подготовленных из проб листового проката. Оценку НВ по пробам двух плавов №1 и №2 выполняли в соответствии с требованиями ГОСТа 1778 на нетравленной поверхности шлифов под микроскопом «Неофот» с увеличением в 100 раз с последующим сравнением с эталонными шкалами. Структуру металла определяли травлением шлифов в 4 % спиртовом растворе азотной кислоты. Величину действительного зерна металла определяли в соответствии с требованиями ГОСТа 5639. Структура исследованного металла феррито-перлитная с величиной действительного зерна № 8–9 на стали 08ГТ плавки № 1 и № 7–8 – для плавки № 2. Данные о неметаллических включениях, выявленных в листах стали 08ГТ: сульфидах, оксидах, хрупких разрушенных силикатах и нитридах титана, представлены в табл. 2.

Таблица 2 – Неметаллические включения в листе
вакуумированной стали 08ГТ

№ плав ки	Неметаллические включения по ГОСТ 1778			
	Сульфиды	Оксиды	Силикаты хрупкие	Нитриды титана
№ 1	1,0	0,5	0,5	0,5
	1,0	0,5	3,0	0,5
	1,0	0,5	1,0	0,5
№ 2	1,0	0,5	0,5	0,5
	1,0	0,5	0,5	0,5
	1,0	1,0	3,0	0,5

Применение технологии выплавки стали в большегрузных 350 – тонных конвертерах, современных методов ковшевой обработки, включающей вакуумирование стали, и разливки на МНЛЗ позволило существенно повысить качество листового проката стали для эмалированных химических реакторов и, в первую очередь, поверхности заготовок, предназначенной для эмалирования.

УДК 621.74

Бялик Г.А.¹, Наумик В.В.², Гонтаренко В.И.³, Мохнач Р.Э.⁴, Егорченков А.А.⁵

¹ канд. техн. наук, доцент ЗНТУ, Запорожье

² д-р. техн. наук, профессор ЗНТУ, Запорожье

³ канд. техн. наук, профессор ЗНТУ, Запорожье

⁴ зав. лаб. кафедры ЭЭА. ЗНТУ, Запорожье

⁵ студент ЗНТУ, Запорожье

ОСОБЕННОСТИ ТЕХНОЛОГИИ ВЫПЛАВКИ ЛИТОЙ УГЛЕРОДНОЙ СТАЛИ С НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИМИ ВКЛЮЧЕНИЯМИ ОПТИМАЛЬНОЙ ФОРМЫ

Известно, что неметаллические включения являются микроконцентра-торами напряжений в стали. Эндогенные включения образуются в процессе раскисления стали и разделяются на первичные и вторичные, большая часть последних остается в твердом металле.

Коэффициенты теплового расширения большинства неметаллических включений значительно меньше аналогичного показателя литой стали. Следовательно, при охлаждении металла в непосредственной близости от включений возникают зоны напряженного состояния, способствующие зарождению трещин.

Изучение микромеханизма зарождения и распространения трещин вследствие малых размеров включений, которые не превышают десятки микрометров, сопровождается значительными трудностями при непосредственном исследовании образцов стали под микроскопом в процессе их разрушения.

В данной работе для исследования начальных стадий зарождения и распространения трещин использовали поляризационно-оптический метод определения напряженного состояния на прозрачных моделях. Традиционно при этом методе используют уменьшенные модели деталей и узлов машин и строительных конструкций. При выполнении данной работы использовали увеличенные модели неметаллических включений в масштабе 200:1.

В качестве модельных материалов для стали выбрали органическое стекло и полиэтилен, для включений – алюминиевые сплавы и латунь. Критериями подобия служили коэффициент Пуассона и твердость по Виккерсу.

Для практической реализации моделирования разработали и изготовили специальную установку, состоящую из образца в виде физической модели включения и окружающей включение металлической матрицы, электромеханического нагружающего устройства, светодиодного осветителя модели, поляризатора, анализатора, видеокамеры для визуализации напряженного состояния на дисплее компьютера около неметаллического включения в виде изоклинов и изохромов.

Система измерения напряжений состояла из упругого элемента с тензодатчиками, цифрового многофункционального прибора для измерения нагрузки и деформации, пружинного динамометра для калибровки тензодатчиков. Визуализация напряжений в непосредственной близости от неметаллических включений показала, что при прочих равных условиях определяющим фактором, влияющим на зарождение трещин, является геометрическая форма. Наиболее опасными являются включения с острыми углами, вокруг которых возникают высокие локальные напряжения. Оптимальной формой является глобулярная, возле которых напряжения значительно меньше. Разрушению модельных образцов предшествовала локальная пластическая деформация, зафиксированная на соответствующих диаграммах растяжения. Установили, что локальная пластическая деформация в непосредственной близости от глобулярного включения в два раза превосходила аналогичный показатель для остроугольного включения.

В качестве раскислителей при выплавке стали обычно применяют алюминий, кремний и марганец (последние в виде ферросплавов). Включения соответствующих окислов образуются в расплаве при снижении температуры.

Формирование неметаллических включений начинается после конечного раскисления алюминием с образованием суспензии мелких кристаллов корунда в расплавленной стали.

Термодинамические и термокинетические расчеты показали, что включения корунда зарождаются гомогенно вследствие значительных пересыщений в непосредственной близости от введенного в сталь алюминия. Конвективными потоками включения корунда разносятся по всему объему расплавленного металла. При этом создаются условия для формирования по гетерогенному механизму комплексных включений сложного состава, содержащих окислы алюминия, кремния и кальция.

Вторичные включения приобретают оптимальную глобулярную форму, если их температура плавления ниже температуры разливки стали. К таким включениям относятся кальциевые алюмосиликаты, в частности $\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$ и $3\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$, имеющие температуру плавления 1535 и 1180 °С соответственно. Если связать содержание кремния в стали, которое существенно изменяется в пределах марочного состава, с формой неметаллических включений, можно уточнить необходимую присадку соответствующих ферросплавов для получения комплексных оксидных включений глобулярной формы.

Разработан экспрессный метод анализа, позволяющий определить содержание кремния непосредственно перед разливкой металла.

УДК 669.168

Мельник С.Г.

д-р техн. наук, ведущий научн. сотр. ФТИМС НАНУ, Киев

НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИЕ ВКЛЮЧЕНИЯ ПРИ ПОЛИРЕАГЕНТНОЙ ВНЕПЕЧНОЙ ОБРАБОТКЕ И ДВОЙНОМ ПЕРЕПЛАВЕ НИЗКОСЕРНИСТОЙ КОНВЕРТЕРНОЙ СТАЛИ

Неметаллические включения исследовали на низкоуглеродистой стали для коррозионно-стойкого оборудования и труб, устойчивых к коррозионному растрескиванию в сероводородной среде. Состав стали следующий, %: 0,16–0,22 C; 0,15–0,35 Si; 0,50–0,80 Mn; 0,03–0,10 Al; не более 0,020 P; не более 0,004 S; остальное Fe. Сталь необходима для нефтехимической промышленности.

Технологию выплавки стали разрабатывали в условиях кислородно-конвертерного цеха, оборудованного большегрузными конвертерами, установками внепечной обработки стали и машинами непрерывного литья заготовок. В качестве передельного чугуна применяли десульфурированный обработанный гранулированным магнием чугун. Продувку металла в конвертере осуществляли технически чистым кислородом с расходом до 1500 м³/мин. через 5 – сопловую водоохлаждаемую фурму. Из конвертера в сталеразливочный ковш емкостью 350 т выпускали углеродистый полупродукт, содер-

жащий 0,02–0,05 % С, 0,06–0,21 % Мп, 0,07–0,12 % Р и 0,014–0,024 % S. Металл в ковше на выпуске обрабатывали жидким известково-глиноземистым синтетическим шлаком, содержащим два основных компонента: СаО и Al_2O_3 , после чего обрабатывали продувкой нейтральным газом – аргоном через погружную фурму с расходом 60–80 м³/ч, проводили модифицирование вдуванием силикокальция в токе аргона с расходом силикокальция от 0,5 до 2,0 кг/т стали и вводом РЗМ цериевой группы с расходом до 1,9 кг/т, а также корректировку химического состава стали перед разливкой. Разливку производили в 20-тонные изложницы. Из слитков прокатывали заготовки, или расходуемые электроды, для второго переплава, который осуществляли на установках электрошлакового переплава (ЭШП).

Металлографический анализ наличия в стали неметаллических включений (НВ) проводился на образцах из расходуемых электродов, слитков ЭШП и листового проката из слитков ЭШП. Оценку загрязнения исследуемой стали неметаллическими включениями проводили на оптическом микроскопе при увеличении в 400 раз по сертифицированным методикам в соответствии с действующими нормативными документами сравнением со стандартными шкалами по ГОСТ 1778. Результаты оценки загрязнения стали неметаллическими включениями приведены в табл.

Таблица – Содержание неметаллических включений в стали

Металл	Количество НВ в металле, об. %				
	Сульфиды	Оксиды	Силикаты	Нитриды	Всего
Расходуемый электрод	0,0046	0,0003	0,0105	0,0012	0,0166
Слиток ЭШП	0	0,0009	0,0063	0,0026	0,0098
Листовой прокат	0,0004	0	0,0108	0,0011	0,0123

Из данных таблицы следует, что загрязненность металла НВ, выражаемая в объемных процентах, в листовом прокате после обработки ЭШП уменьшается примерно на 30 % по сравнению с исходным металлом заготовки (расходуемого электрода) для переплава. Величина зерна № 8 и 9 в пробах проката характеризует достаточно мелкозернистую структуру листа и соответствует требованиям нормативной документации. Лист содержит хрупкие силикаты диаметром от 5 до 10 микрон с максимальной длиной линий до 800 мкм, распределенные по объему металла равномерно, нитриды титана светло-желтого цвета правильной формы размером от 5 до 8 мкм, сульфиды на основе Fe и Мп – FeS · MnS глобулярной формы. Механические характеристики листового

проката исследуемой стали толщиной 20 мм, как прочностные, так и пластичные, с большим запасом превышают заданные в ТУ 14–1–4853.

Таким образом, сочетание прогрессивной технологии выплавки стали с технологией двойного переплава и с полиреагентной внепечной обработкой стали придает металлу свойства, позволяющие успешно противостоять хрупкому разрушению и сероводородному растрескиванию и рекомендовать к использованию его для конструкций ответственного назначения.

УДК 621.74.045

Бойко А.С.¹, Мариненко Д.В.², Костик Е.А.³

¹ магистр каф. Литейное производство НТУ «ХПИ», Харьков

² аспирант каф. Литейное производство НТУ «ХПИ», Харьков

³ канд. техн. наук, доцент НТУ «ХПИ», Харьков

ПЕРСПЕКТИВЫ ПОЛУЧЕНИЯ ЧИСТОГО СТАЛЬНОГО РАСПЛАВА

Повышение чистоты стальных сплавов ведет к получению однородной среды, с равно распределенными литейными свойствами, что в свою очередь дает возможность повысить точность моделирования литейных процессов с использованием САЕ систем.

При проектировании литниково-питающих систем, на данном этапе научно-технического развития, после получения расчетного варианта и удовлетворительных результатов моделирования, приходится делать запас в 10–15% на увеличение прибылей и питающих элементов.

При расчете остаточных напряжений, включения в расплаве и неоднородность химического состава, следовательно, и механических свойств по объему отливки, дают возможность получить лишь приближенные значения.

Таким образом, получение более чистого стального расплава приведет не только к фактическому повышению механических свойств отливок, но также позволит сильнее синхронизировать результаты моделирования с получаемыми на производстве. Это прямой путь к автоматизации литейного производства и минимизации расходов на каждый килограмм литья.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Юсубов, И. С. Положение отливки в форме с различной толщиной стенок / И. С. Юсубов, Д. В. Мариненко, Е. А. Костик, Н. В. Кравцова // Вестник НТУ «ХПИ», Серия: Новые решения в современных технологиях. – Харьков: НТУ «ХПИ». – 2018. – № 16 (1292). – С. 96-101. – doi:10.20998/2413–4295.2018.16.14.

АНАЛІЗ ВПЛИВУ ЛЕГУВАННЯ ТА ВІБРАЦІЇ НА СТРУКТУРУ СПЛАВІВ

Цілю даної роботи є – вивчення впливу режимів вібрації (частоти та амплітуди) на властивості високо марганцевої сталі марки 110Г13Л. Хімічний склад вказаного сплаву знаходиться в межах стандарту на вказану марку, склад фосфору складає 0,10...0,12 %.

Рідкий метал виплавляли у печі ICT – 0,06 з основною футерівкою. Температура металу у печі перед заливкою складає 1470...1490 °С. Сплави заливають у кокілі для отримання відливків розмірами 116x116x116 мм та експериментальних відливків броніконусів дробарок КІД – 300.

Зовнішній вплив проводять механічним вібратором інерційного типу ВКСР – 200, закріплюємо кокілі на вібраційний стенд з вже заданими параметрами. Досліджувані межі частоти коливання форми складали 60–190 Гц, амплітуда вібрації 0,2...0,01 мм. Визначали густину, твердість і ударну в'язкість металу досліджуваних плавик.

При термообробці зразки зі сталі 110Г13Л нагрівають до температури 1050...1080 °С та після видержки 2,5 години гартують у воді.

Результати випробувань показали, що для високо марганцевої сталі марки 110Г13Л використання вібрації забезпечує підвищення густини та ударної в'язкості при деякому зменшенню твердості.

Слідуює, що для високо марганцевих сталей (110Г13Л) оптимальні параметри вібрації – частота 60 Гц, амплітуда до 0,2 мм.

Металографічне дослідження структури металу литих у кокілі зразків показали, що вплив вібрації проявляється у різкій зміні зерен аустеніту, більш рівномірному розподілу карбідів у матриці, глобуляризація та дроблення неметалевих включень. Протяжність зони стовбчастих кристалів зменшується в 3–4 рази порівняно з аналогічними зразками, залитими у кокілі без накладення вібрації. Середній розмір рівноосних кристалів зменшується при цьому у 4–5 разів.

Спеціально проведені дослідження показали, що оптимальні товщини стінок, забезпечують найвищу ефективність впливу вібрації, для високо марганцевих сталей складає 60...70 мм, для марганцево – хромістих – 40...50 мм.

Результати проведених експериментів, підтверджують дані [1–4] по досліджуваному питанню, дозволяє припустити, що ефект зовнішнього впливу у значній мірі визначається декількома основними факторами. Один з цих факторів проявляється у тому, що коливання сприяють підвищеному контак-

ту змочування розплавом поверхні форми та відповідно більш інтенсивному тепловідводу (більш ніж на 12 %) через стінку форми, що сприяє підвищеній кристалізації та подрібненню мікроструктури. У звичайних умовах поверхня розплавів покривається окисдною плівкою, знижуючи однорідність контакту розплаву з стінкою форми.

Вібрація інтенсивно руйнує окисні плівки, підвищуючи цим змочування поверхні форми, у результаті швидкість охолодження розплаву підвищується та зерно аустиніта зменшується у 4–6 разів.

Другий фактор впливу вібрації на розплав – змішання шарів твердої та рідкої фаз, у результаті якого проходить подрібнення дендритів та поява рівноосних кристалів.

Природа вібраційного методу лиття полягає у тому, що рідкий метал у процесі власного затвердіння підвергається впливу змінних короточасних динамічних імпульсів, викликаючи втрату його вагомості та змінним за цим стиснення сплаву за рахунок підвищення його ефективної ваги більш ніж у 2 рази порівняно з звичайними умовами. Цей ефект спостерігається до певної частоти впливу (для кожного сплаву своя частота), після чого відбувається втрата вагомості сплаву. При появі ефекту втрати вагомості посилюється ефект виділення розчинених газів та коагуляції включень, які при наступному імпульсі стиснення металу підсилено виштовхується на поверхню рідкої ванни. Наявність імпульсного вакууму і подальшої компресії дозволяє умовно розглядатися механізм впливу вібрації як з'єднання в малих обсягах вакуумної плавки і лиття під тиском.

Результати проведених досліджень дозволяють зробити висновок, що позитивний вплив зовнішнього впливу на кристалізацію високомарганцевих сталей ефективно проявляється на відливання з товщиною стінок понад 70 мм.

УДК 620.18

Мартовичий Л.М.¹, Глушко В.І.¹, Камель Г.І.²

¹ канд. техн. наук, доцент ЗНТУ, Запоріжжя

² д-р техн. наук, професор, ЗАК ім.О.Г. Івченко, Запоріжжя

НОВА КОНСТРУКЦІЯ КОВША ЕКСКАВАТОРА

Нова конструкція ковша екскаватора належить до галузі машинобудування, винятково до будівництва і може використовуватися для конструювання ковшів для одно-і багатоковшових екскаваторів для відривання траншей, виїмок під укладання труб, для зачистки траншей під проектну відмітку.

В якості прототипу прийнято ківш екскаватора, що містить корпус і зносостійку ріжучу кромку криволінійного контура (отримувану литвом), який відрізняється тим, що ріжуча кромка ковша має еліптичну форму, при

цьому вісь еліпса знаходиться в перетині виїмки ґрунтової підстави і направлена вертикально [1].

Недоліком відомого ковша є те, що він веде роботи без розпушування ґрунту в виїмках і не дозволяє утворювати укоси траншеї за один прохід без підробки.

В основу нової конструкції поставлена задача вдосконалення ковша екскаватора шляхом оснащення ріжучої кромки різцями (отримувану литвом), які забезпечать розпушування ґрунту в виїмках і дозволять утворювати укоси траншеї за один прохід без підробки, внаслідок чого підвищаться експлуатаційні властивості ковша, продуктивність екскаватора та якість монтажу трубопроводу.

Поставлена задача досягається тим, що в ковші екскаватора, що складається з корпусу та ріжучої кромки криволінійного контура в ріжучій кромці з регулярним шагом виконані отвори під різці (отримані литвом), які закріплені в отворах з можливістю обертання і мають циліндричні твердосплавні вставки (отриманих литвом), з конічною робочою поверхнею.

Розміщення різців на ріжучій кромці криволінійного контура з регулярним кроком в горизонтальній площині забезпечує утворення укосів за один прохід без підробки і забезпечує підвищення продуктивності праці при ритті траншей під укладання трубопроводів.

Розпушування ґрунту у виїмці збільшує площу поверхні контакту труби з ґрунтом і знижує вірогідність утворення порожнин довкола труби, що значно поліпшує якість монтажу трубопровода.

Використання твердосплавних вставок (отриманих литвом), на різцях значно знижує зношення ріжучої кромки, а можливість обертання різців забезпечує рівномірність зношування. Конічна форма твердосплавних вставок (отриманих литвом), знижує навантаження на електропривід екскаватора за рахунок точкового руйнування твердих ґрунтів.

Ківш екскаватора на рис. 1 складається з корпусу 1 та ріжучої кромки 2, криволінійного контура, яка має отвори 3, в яких закріплені з регулярним шагом a різці 4 з твердосплавними вставками 5 (отриманих литвом), а в отворах 3 розміщені гільзи 6 для обертання різців 4 [1, 2].

При роботі ковша екскаватора ріжучі кромки 2 з закріпленими на ньому різцями 4 опускаються і торкаються з виїмкою траншеї. Різці 2, установлені в отворах 4 корпусу впроваджуються в ґрунт, розпушують його і здійснюють його переміщення, формуючи полотно в траншеї за один прохід. Шматки ґрунту взаємодіють з різцями 4, які в міру впровадження ковша в ґрунт, повертаються. Обертання різців 4 веде до зниження зусилля впровадження ковша в ґрунт, контакту твердосплавних елементів 5 (отриманих литвом), з ґрунтом, що забезпечує рівномірність їх зносу.

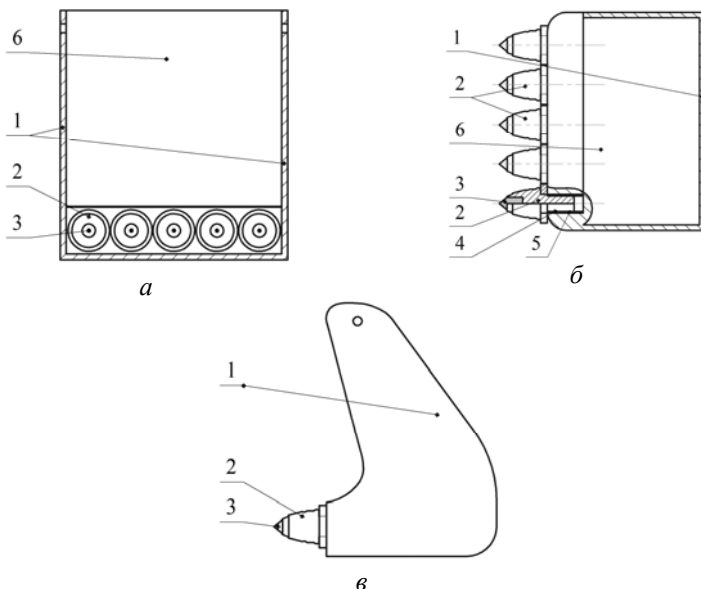


Рисунок 1 – Конструкція ковша екскаватора

а – вигляд ковша з боку; *б* – вигляд ковша зверху;
в – вигляд ковша зсередини.

Таким чином запропонована конструкція ковша екскаватора підвищує ефективність розробки міцних ґрунтів, підвищує експлуатаційні властивості ковша та продуктивність екскаватора, забезпечує зниження енергоємності копання ґрунту та якість монтажу трубопроводу.

Ківш екскаватора працює наступним чином.

ВИСНОВКИ

1. Запропонована конструкція ковша екскаватора підвищує ефективність розробки міцних ґрунтів, підвищує експлуатаційні властивості ковша та продуктивність екскаватора, забезпечує зниження енергоємності копання ґрунту та якість монтажу трубопроводу.

2. В новій конструкції ковша ріжуча кромка складається з закріплених з регулярним шагом різці з твердосплавними вставками отриманх литвом.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. Патент РФ №2122619, Ківш екскаватора. Е 02 F 3/30, 1998.
2. Пат. на корисну модель №119610 Україна. МПК Е02F 3/40 (№25) Ківш екскаватора / Г.І. Камель., Б.П. Середа., // Україна).заяв. 10.05.2017, опуб.25.09.2017 Бюл. №18.

УДК 621.74

Бялік Г.А.¹, Наумик В.В.², Василевська Я.А.³, Водолазська Т.В.⁴

¹ канд. техн. наук, доцент ЗНТУ, Запоріжжя

² д-р техн. наук, професор ЗНТУ, Запоріжжя

² асистент ЗНТУ, Запоріжжя

² студент ЗНТУ, Запоріжжя

МАЛОГАБАРИТНА ЛАБОРАТОРНА ПІЧ ОПОРУ ДЛЯ РОЗРОБКИ І УДОСКОНАЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЇ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ

Відомо, що термічна обробка є необхідною умовою для надійної і довготермінової роботи машинобудівних деталей, вироблених з різноманітних ливарних сплавів.

Технологія термічної обробки ливарних сплавів в процесі її відпрацювання потребує використання лабораторних термічних електропечей. Як правило це муфельні печі опору, які мають потужність декілька кіловат і відносно великий час нагрівання і охолодження, який вимірюється годинами. Маса печей від 3 до 120 кг. Недоліком цих печей є нерівномірний розподіл температури по поверхні муфелю, що суттєво впливає на якість розробленого технологічного процесу.

В ЗНТУ на кафедрі МІТЛІВ розроблена малогабаритна лабораторна муфельна піч для оперативного відпрацювання технології термічної обробки різноманітних марок сталей і багатьох ливарних сплавів на основі кольорових металів.

Піч складається з пічного блоку і блоку керування. Корпус печі виготовлений з корозійностійкої сталі. Алундовий циліндричний муфель має гвинтову канавку в яку укладений ніхромовий нагрівач, виготовлений з дроту діаметром 0,5 мм. Внутрішній діаметр муфеля 30 мм, що дозволяє в ньому стандартні зразки для механічних випробувань на розтягнення і ударний згин.

В муфелі розташований датчик температури – хромель-алюмелева термопара.

Електричний струм від тиристорного регулятора блоку керування підводиться до нагрівача за допомогою стрижневих і кільцевих струмопроводів крізь керамічні ізолятори.

Дверцята печі зачиняють фронтальну частину муфеля і дозволяють спостерігати за процесом нагрівання візуально або за допомогою відеокамери.

Блок керування містить в своєму складі вхідний пристрій, аналоговий контактний пірометричний мілівольтметр ЕВ 3000К, який в свою чергу складається з джерел опорної напруги, двох компараторів, вхідного перетворювача, кнопок режиму індикації, внутрішнього блоку живлення, буферного підсилювача, вимірювального механізму і двох електромагнітних реле, які ке-

рують тиристорним регулятором робочого струму. Стан печі визначає блок індикації з двох світлодіодів червоного і зеленого кольорів.

Паралельно аналоговому мілівольтметру до датчика температури підключений цифровий мілівольтметр для точного вимірювання температури.

Точність регулювання температури $\pm 5^\circ\text{C}$. Слід відмітити можливість закріплення додаткової термопари безпосередньо на конкретному зразку.

Потужність електричного струму, що потребує піч з електромережі, складає 0,2 кВт, час нагрівання до максимальної температури 1100°C складає 15 хвилин, маса печі 8 кг.

УДК 669

Шевченко О.С.¹, Наумик В.В.²

¹ аспірант ЗНТУ, Запоріжжя

² д-р техн. наук, проф. ЗНТУ, Запоріжжя

ОСОБЛИВОСТІ КОНСТРУКЦІЇ ІНДУКТОРА ДЛЯ МІКРОМЕТАЛУРГІЙНИХ ДОСЛІДЖЕНЬ

Сучасна металургія може похизуватись розмірами та продуктивністю сучасних доменних печей та плавильних конверторів здатних переплавляти тони металів. Але зазвичай існує необхідність створення і невеликих відливок для розробки та дослідження нових сталей та сплавів. У 1934–1935 роках професор О.В. Улітовський виконав плавку малої кількості матеріалу використовуючи токи високої частоти для виготовлення деталей вагою близько 100 грам. Академік І.П. Бардін надав назву «мікрометалургія» процесу отримання невеликих відливок з рідкого металу.

В мікрометалургійних дослідженнях можливе використання мінімальної кількості речовини для відливки (від 30 до 350 г) що дозволить підвищити економічність, знизить час отримання відливки (5–30 хвилин) та дозволить використовувати достатньо коштовні легуючі елементи в лабораторних дослідженнях. Ця методика є достатньо перспективною для розробки нових сплавів для авіаційної, ракетної та машинобудівної галузей, а також вирішення достатньо широкого спектру дослідницьких металургійних питань, які потребують зазвичай коштовних досліджень з точки зору використання ваги досліджуваних сплавів та вартості легуючих елементів (виготовлення зразків).

Для проведення мікрометалургійних досліджень необхідне певне обладнання, а саме індукційна піч, за своїм принципом достатньо схожа та споріднена з сучасними «великогабаритними» індукційними тигельними печами, але з певними відмінностями. Одна з основних відмінностей – розмір індуктора і як наслідок менше споживання електричної енергії.

Індуктор, який як правило виготовляється з міді, використовується для створення перемінного магнітного поля заданої напруженості. Під час плавки через індуктор проходить значний тепловий потік від розплавленого металу, тому слід приділити особливу увагу конструкції та охолодженню.

Індуктор виготовляють у вигляді циліндричної «котушки» з мідної трубки круглого профілю, витки якої укладають як правило у вигляді спіралі з постійним кутом нахилу витків з певним шагом. Кількість витків індуктора залежить від розміру тигля, який використовується для певного виду досліджень та задачі, яка стоїть перед дослідником. Жорсткість конструкції як правило забезпечується використанням ізолюючої склострічки, прокладками з пікніту або азбестовою обмазкою.

Охолодження індуктора як правило відбувається водою та повинно забезпечувати такі умови: температура індуктора не повинна бути нижчою температури оточуючого середовища та температура води не повинна перевищувати 35–40 °С для уникнення утворення накипу в середині трубок.

Індуктор в даному типі агрегатів може бути змінним, а завдяки цьому існує можливість створення індукторів різного розміру та форми, як для плавки металу в одному тиглі так і для плави цілої садки (6–8 тиглів). Слід приділити значну увагу при конструюванні індуктора для мікрометалургійних досліджень та проводити відповідні розрахунки для більш ефективного його використання.

Для досягнення найбільшої ефективності індуктора нагрівальної установки використовуються струм підвищеної або високої частоти, що досягається спеціальною установкою, яка генерує струм необхідної частоти. На практиці для індукційного нагріву зазвичай використовуються наступні діапазони частот:

- 200000 Гц та вище при нагріві сталених деталей діаметром 3 см;
- 1000–100000 Гц при нагріві сталених виробів діаметром від 3 до 15 см з глибиною гартування до 2 мм;
- 50 Гц при термічній обробці деталей 15 см та нагріві на велику глибину;
- 50–55000 Гц діапазон використовується для плавильних печей.

Мінімально необхідна частота току залежить від діаметру садки (d) та питомого електричного опору розплавленого металу (ρ). Визначити її можна за наступною формулою:

$$f \geq \frac{25 \cdot 10^8 \cdot \rho}{d^2}, \text{ Гц}$$

Струми високої частоти, проходячи крізь індуктор печі, забезпечують в садці наведення ЕРС індукції в площинах, які паралельні площинам витків обмотки індуктора. При цьому величина наведених токів досягає максимального значення на зовнішню поверхню садки і значно зменшується до середи-

ни, але ця умова дійсна для значної товщини нагріваемого тіла. У випадку використання індуктора в мікроплавках густина індукційного струму по мірі віддалення від поверхні до центру значно не буде змінюватись, що дозволяє значно скоротити час проведення виплавки.

Крім того, у випадку розміщення індуктора у вакуумній установці створюється перспектива проведення досліджень у безкисневому середовищі, у тому числі дослідження та розробка нікелевих жароміцних сплавів та виплавка невеликих зразків за достатньо малі кошти.

УДК 539

Ивахненко Е.И.¹, Ивахненко А.Е.²

¹ канд. техн. наук, доцент ЗНТУ, Запорожье

² магистр ЗНТУ, Запорожье

ЖАРОСТОЙКИЕ СПЛАВЫ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ ГОРНО-ОБОГАТИТЕЛЬНОГО ОБОРУДОВАНИЯ

Для деталей горно-обогачительного оборудования, работающих в условиях абразивного воздействия при высокотемпературном изнашивании (до 1100 °С) необходимо применение высоколегированных сплавов, где решающим фактором увеличения их надежности и долговечности является уровень легированности и морфология структурных составляющих металла.

Исследовали высоколегированные феррито-карбидные сплавы марок 100X27C2Л и 100X27H3C2Л, где изучали влияние углерода, хрома, кремния и никеля на твердость (НВ) металла, относительную износостойкость (ϵ) и коррозионностойкость ($h_{\text{ум}}$). Поставленную задачу решали с ограничениями вида: $0,3\% \leq C \leq 1,2\%$, $18,0\% \leq Cr \leq 28,0\%$, $0,5\% \leq Si \leq 2,5\%$, $0,4\% \leq Ni \leq 12,0\%$.

Для качественного фазового анализа применяли рентгеноструктурный анализ. Образцы исследовались на дефрактометре ДРОН-3М в фильтрованном кобальтовом излучении при режимах съемки $U=26$ kV, $I=15$ mA. Сканирование проводили со скоростью 1 град./мин при пределах излучения $4 \cdot 10^4$ имп/с с постоянной времени 2,5 с. По результатам съемки проводили качественный фазовый анализ, с помощью которого идентифицировались фазы аустенита, феррита, карбидных неметаллических включений и интерметаллидных соединений.

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

Результати досліджень дозволили вивчити процеси коалесценції і сфероїдизації карбидів. Коалесценція карбидних частинок починається одночасно з їх сфероїдизацією, але продовжується і після її завершення. Однак з помітною швидкістю вона йде тільки при високих температурах, коли дифузійна подвижність вуглецю стає великою. Дифузія вуглецю від малих до великим частинкам карбидів створює умови перенасичення елементом аустеніта в окологарбидних зонах. В результаті спостерігається поступове розчинення малих частинок карбидів і ріст великих.

Пограничні зони карбид-феррит і інтерметаллід-феррит представляють собою низьколегірований по хрому метал інтенсивно окислюючий під дією температури. Вводимі елементи – кремній і нікель діють не однозначно. Легіруючи метал окологарбидної зони, кремній знижує швидкість протікання корозійних процесів. Нікель, як елемент не схильний до пасивації, в досліджуваних межах на корозійні процеси практично не впливає.

Проведена робота дозволить зекономити дефіцитні легіруючі елементи в досліджуваних високолегірованих сплавах шляхом зниження їх концентрації в складі металу і досягти бажаного рівня надійності і довговічності деталей горно-металургічного обладнання.

УДК 669.775:669.182.71

Івахненко С.І.¹, Кузьменко А.В.²

¹ канд. техн. наук, доцент ЗНТУ, Запоріжжя

² студ. ЗНТУ, Запоріжжя

АНАЛІЗ ВПЛИВУ МЕТАЛУРГІЙНИХ ФАКТОРІВ НА ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОКРЕМНІСТИХ СПЛАВІВ ЗАЛІЗА

Висококремністі сплави заліза – феросиліди – застосовуються для роботи в умовах впливу кислих агресивних середовищ. Вони показують універсальні корозійні властивості при дії різноманітних кислот, не містять дефіцитних елементів, відносно дешеві і здатні замінити дороге цінне матеріали (нержавіючу сталь, гартблей, титан).

Не дивлячись на високу корозійну стійкість застосування феросилідів обмежене через низькі технологічні властивості, механічної міцності та експлуатаційної надійності вирішення проблеми підвищення довговічності і надійності литих деталей визначається, перед усім, якісним виконанням технологічних заходів по всіх переділах.

На практиці виробництва виливок із висококремністих сплавів найбільш розповсюджені дефекти лиття – газові раковини, підкоркова та міждендритна пористість, гарячі тріщини та інші. Утворення цих дефектів

пов'язане з негативним впливом газів, розчинених в феросиліді (табл.1). Гази поглинаються металом із атмосфери печі(особливо під час плавки шихти, феросплавів) по ходу плавки в результаті складних дифузійних процесів, а також при транспортуванні та заливці металу в форми.

Таблиця 1 – Вміст газів в процесі плавки феросиліду

№ п/п	Проба металу	Вміст газів		
		Водень, см ³ /100г	Азот, %	Кисень, %
1	За розплавом	12,2	0,0102	0,0128
2	Пічна перед випуском металу	4,2	0,0096	0,0067
3	Ківшева	3,96	0,0090	0,0059

При виплавці феросиліду рекомендовано застосовувати марки феросиліцію ФС 75 та ФС 45 ГОСТ 14–15–73, в яких вміст алюмінію не повинно перевищувати 2%. Застосування феросиліцію інших марок, які мають відхилення у вмісті цього елементу, призводить до утворення газових та усадкових раковин та тріщин, зниження механічних властивостей, що може призвести до збільшення браку лиття до 70%.

Із таблиці 1 видно, що основна складова частина газів, які входять в феросилід, водень, який володіє більшою швидкістю дифузії, чим кисень, азот та інші.

Відомо, що кремній знижує розчинність водню в рідкому залізі. При зростаючій присадці кремнію (до 15%) дифузійна рухливість водню знижується. Ймовірно це відбувається за рахунок того, що атоми кремнію утворюють міцні зв'язки з атомами заліза, сили взаємодії яких значно вище, ніж сили зв'язків атомів заліза з воднем. В процесі кристалізації кристали, що ростуть містять менше газу, ніж рідкий метал, який безперервно насичується газом. При пересиченні водень видаляється із металу в місцях, які мають контакт з атмосферою.

Специфіка виплавки високоремнистих сплавів заліза заключається в обов'язковому нагріванні (на 150...250 °С вище $T_{кр}$) після введення всіх складових компонентів, що сприяє значному покращенню якості металу.

Для достатньо надійного визначення ступеню дегазації сплаву і раціональних засобів його розливу застосовують експрес-контроль рідкого металу за газовмістом з використанням портативного газоаналізатора типу ЛЖТ.

Вміст вуглецю в заевтектичних сплавах призводить до утворення крупних виділень графіту пластинчастої форми.

Вуглець в сплаві повинен відповідати евтектичному складу.

Введення міді та селену сприяє утворенню оболочок високо мідистих фаз, які дозволили ізолювати від матриці дисперсний графіт і не металічні

включення, що ускладнює накопичення і дифузію газів і сплавів і суттєво впливає на такі параметри, як рідина текучість, теплопровідність, корозійна стійкість та інші.

Марганець відноситься до елементів, які не схильні до пасивації, тому швидкість корозії висококременистих сплавів в основному визначається вмістом кремнію. Кислотостійкість сплаву системи твердий розчин – комплексний карбід вище, ніж системи твердий розчин – графіт. Являючи аустенітоутворюючим елементом, марганець значно збільшує розчиненість вуглецю в γ -твердому розчині. Отримана в міждендритних проміжках структура перешкоджає утворенню крихкості сплаву.

Модифікування сплаву ванадієм приводить до утворенню в розплаві більшої кількості дрібних тугоплавких часток, що утворює предпосилання для об'ємної кристалізації. Вміст вільного азоту знижується за рахунок утворення карбонітридів ванадію.

Найбільший ефект дегазації досягається при комплексному модифікуванні спільно з ітрієм, який забезпечує переведення кисню та сірки із активного стану в пасивний. Таким чином, проведення дослідів по комплексному легуванню і модифікуванню при термочасовій обробці металу з застосуванням методів контролю показали, що використання раціонального управління металургійними факторами забезпечує високу ефективність при виробництві складно легованого корозійностійкого лиття.

УДК 621.742

Кузовов О.Ф.¹, Іванов В.Г.¹, Малий О.В.², Горюшкін Д.В.³

¹ канд. техн. наук, доцент ЗНТУ, Запоріжжя

² інженер ТОВ «Союз», Запоріжжя

³ магістрант ЗНТУ, Запоріжжя

ВИКОРИСТАННЯ СКЛАДОВИХ ОБ'ЄМНОЇ УСАДКИ СПЛАВІВ У ТЕХНОЛОГІЧНИХ РОЗРАХУНКАХ

Відомо, що повна об'ємна усадка ($\beta_{\text{повн.}}$) являє суму, що складає три усадки:

$$\beta_{\text{повн.}} = \beta_{\text{тв}} + \beta_{\text{кр}} + \beta_{\text{р}}, \quad (1)$$

де $\beta_{\text{тв}}$ – об'ємна усадка сплава у твердому стані, %; $\beta_{\text{кр}}$ – об'ємна усадка сплава при кристалізації, %; $\beta_{\text{р}}$ – об'ємна усадка сплава у рідкому стані, %.

Дві останні складові являються найважливішими параметрами, що характеризують схильність сплава до утворення усадкової раковини. Відповідний коефіцієнт

$$k = \frac{\beta_{кр} + \beta_p}{100\%} \quad (2)$$

використовується у розрахунках надливів, а також у розрахунках маси рідкого металу при доливанні відкритих надливів.

Об'ємна усадка у твердому стані

$$\beta_{ТВ} = 3\varepsilon_{лін}, \quad (3)$$

де $\varepsilon_{лін}$ – лінійна вільна усадка сплава, %.

В технологічних розрахунках ливарного виробництва величина $\beta_{ТВ}$ практично не використовується. Пропонується використовувати величину $\beta_{ТВ}$ для розрахунка об'єму ливарної форми і технологічного виходу придатного (ТВП) литва:

$$ТВП = \frac{G_{вил}}{G_{вил} + G_{надл} + G_{л.с.}} \cdot 100\%, \quad (4)$$

де $G_{вил}$ – маса виливків, кг; $G_{надл}$ – сумарна маса надливів, кг; $G_{л.с.}$ – маса ливникової системи, кг (звичайно $G_{л.с.} = (0,03-0,05) G_{вил}$).

ТВП являє собою відношення маси виливка до маси усього рідкого металу, витраченого на її виготовлення.

Але маса надливів після їхньої відрізки являється невизначеною на етапі проектування технології. Формулу (4) можна викласти:

$$ТВП = \frac{G_{вил}}{G_p} \cdot 100\% = \frac{G_{вил}}{\left(\left(1 + \frac{\beta_{ТВ}}{100\%} \right) \cdot V_{вил} + V_{надл} \right) \cdot \gamma_p + G_{л.с.}} \cdot 100\%, \quad (5)$$

де G_p – маса усього рідкого металу, витраченого на виготовлення виливка, кг;
 $V_{вил}$ – об'єм виливка у твердому стані, дм^3 :

$$V_{вил} = \frac{G_{вил}}{\gamma},$$

де γ – щільність сталі у твердому стані ($\gamma = 7,8 \text{ кг/дм}^3$).

По суті, величина $(1 + \beta_{ТВ}/100\%)V_{вил}$ – це об'єм форми.

$V_{надл}$ – об'єм надлива у вихідному стані (до заливки), дм^3 .

γ_p – щільність сталі у рідкому стані ($\gamma_p = 7 \text{ кг/дм}^3$).

Формула (5) придатна для визначення ТВП шляхом розрахунку без ваговимірювання виливка, надлива та ливникової системи при перевірці приймаемого рішення за визначеним розміром надлива.

Крім того, в технічних розрахунках величина $\beta_{\text{тв}}$ на наш погляд може бути використана для розрахунку щільності металу поблизу точки плавлення.

Повна об'ємна усадка (1) в технологічних розрахунках взагалі не використовується. На наш погляд вона може бути придатною для розрахунку щільності сплаву у рідкому стані при температурі заливці.

Наприклад, для низько вуглецевої сталі ($\epsilon_{\text{лин}} = 1,85\%$) з перегрівом $t_{\text{пер}} = 100\%$ ($\beta_{\text{ж}} = 1\%$):

$$\beta_{\text{полн}} = 3 \cdot 1,85 + 3,2 + 1,0 = 9,75 \%$$

Розрахунок із пропорції

$$\gamma - 100\%$$

$$\gamma_{\text{р}} - (100 - \beta_{\text{полн}});$$

$$\gamma_{\text{р}} = 7,8(100 - 9,75) / 100 = 7,04, (\text{г/см}^3)$$

де $\gamma_{\text{р}}$ – щільність сталі у рідкому стані при перегріві над ліквідусом 100°C , г/см^3 .

УДК 669.775:669.182.71

Рябчук М.М.¹, Алексеєнко О.В.²

¹ студент ЗНТУ, Запоріжжя

² старш. викл. ЗНТУ, Запоріжжя

РОЛЬ СІРКИ ТА ФОСФОРУ У ФОРМУВАННІ ГАРЯЧИХ ТРИЩИН В СТАЛЬНИХ ВИЛИВКАХ

Сірка повністю розчиняється в рідкому металі, а розчинність в залізі в твердому стані – низька. Максимальна розчинність досягається при 988°C в аустеніті і становить $0,025...0,03\%$. У твердому стані сірка присутня в структурі у вигляді хімічної сполуки – сульфіду заліза FeS .

При температурі 988°C в сплаві утворюється сульфідна евтектика, що представляє собою суміш аустеніту (або фериту після охолодження) і сульфиду: $\text{A}(\Phi) + \text{FeS}$. Евтектика при кристалізації розташовується по межах зерен. Чим більше в сталі сірки, тим більше евтектики в її структурі [1].

Температура початку гарячої пластичної деформації сталей (кування, прокат) – 1150°C , при цій температурі сульфідна евтектика плавиться. У металі виникають ділянки рідини, але яким при деформації злиток руйнується або виникають надриви і тріщини. При нагріванні злитка до температур плавлення, сталі набувають світло-червоний колір. Руйнування при температурах гарячого пластичного деформування $900...1150^\circ\text{C}$, в результаті ці де-

формації називають червоноламкістю. У таких кількостях вона розчиняється в залізі в твердому стані, і евтектика не утворюється. Червоноламкість усувається введенням в сталь марганцю. Марганець, що володіє більшою спорідненістю до сірки, ніж залізо, відновлює залізо з його сульфіду, утворюючи власний тугоплавкий сульфід за такою реакції:



Вміст сірки та фосфору в сталі строго обмежується; він не повинен перевищувати в різних сталях 0,025...0,06 %.

На відміну від сірки, фосфор розчиняється в фериті в великих кількостях (до 1,2 %). При цьому фосфор активно спотворює кристалічну ґратку, збільшуючи межу міцності і межу плинності, але істотно знижує пластичність і ударну в'язкість, особливо сильно при низьких температурах.

Фосфор, викликає холодноламкість – він зрушує поріг холодноламкості в бік більш високих температур. Збільшення вмісту фосфору на 0,01 % підвищує поріг холодноламкості на 7...20 °С.

Фосфор, як і сірка, схильний до підвищеної ліквації. В результаті центральні зони виливка збагачуються фосфором і мають різко знижену в'язкість.

Кристалізація будь-якого металу чи сплаву, яка відбувається в несприятливих, з точки зору взаємодії параметрів деформованості межах, може супроводжуватись появою гарячих (кристалізаційних) тріщин. Вони з'являються, через те що в результаті кристалізації в металі утворюється велика кількість структурних дефектів будови: вакансії в кристалічній ґратці, дислокації (лінійні недосконалості кристалічної ґратки). Поява дислокацій визначається напрямком ґратки при зрощуванні кристалітів і внутрішньокристалізаційних блоків, пластичною деформацією при охолодженні і виходом гвинтових дислокацій на поверхню зерен-підкладок, на яких ростуть кристаліти в процесі затвердіння [2].

При підвищених температурах дислокації мають високу рухливість внаслідок як зовнішніх напружень, так і взаємодії між власними полями напружень. Енергетично найбільш ймовірне розташування дислокацій в окремому зерні структури у вигляді стінок, що поділяють кристаліт на частини, ґратки яких сполучаються одна з одною під деяким невеликим кутом (менше 1°). Стінки, вишикувані з дислокацій, що утворилися в процесі охолодження, приводять до утворення нових, вторинних, меж зерен, які і визначають зниження деформаційної здатності металу при високих температурах: вони затримують рух дислокацій.

Одним з найбільш надійних способів виключення гарячих тріщин у металі швів є вибір металу з підвищеною стійкістю проти таких руйнувань. Це досягається або підвищенням деформаційної здатності металу в області тем-

ператур можливого виникнення тріщин, або забезпеченням заповнення гарячих тріщин при достатній кількості рухливої (легкотекучої) рідкої фази.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. Адашкин, А. М. Материаловедение в машиностроении. Бакалавр. Углубленный курс. [Текст] / А. М. Адашкин, Ю. Е. Седов, А. К. Онегина, В. Н. Климов – М.: ЮРАЙТ – Издат, Москва, 2012. – 188 с.

2. Коперсак, В. М. Теорія процесів зварювання – 2. Фізико-хімічні та металургійні процеси при зварюванні [Текст]: текст лекцій / В. М. Коперсак. -М.: КПІ, Київ, 2011 – 252 с.

УДК 621.74

Сергієнко О.С.¹, Войновська О.С.², Петров С.В.²

¹ канд. техн. наук, старш. викл. ЗНТУ, Запоріжжя

² студент ЗНТУ, Запоріжжя

МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСУ ЗАЛИВКИ

Україна одна з провідних країн Європи за кількістю металургійних підприємств. Основну продукцію металургійного виробництва становлять: переробний чавун, металопрокат, сталеві злитки.

З 2014 р. виробництво сталі в порівнянні з 2013 р. скоротилося на 17 %, а виплавка чавуну на 15 %. У січні-вересні 2017 р. виплавка чавуну скоротилася на 42 %; виплавка сталі на 40 % в порівнянні з 2014 р. Щорічне стабільне зниження показників було пов'язано з важкою політико-економічною ситуацією та військовими діями в зоні АТО.

Зважаючи на ці негативні тенденції, в Україні існує необхідність впровадження нового обладнання, автоматизації та комп'ютеризації виробництва, а також навчання персоналу роботі з сучасними програмами аналізу, архівації та обробки інформації з метою підвищення конкурентоспроможності продукції ливарного виробництва та металургійного сектора взагалі, на світовому ринку.

Конструювання і розрахунок ливникових систем виливків є одним з найважливіших етапів ливарної технології, що скорочує втрати і виробничий брак сталевого литва, також зменшує собівартість продукції.

Розрахунки проводять за допомогою номограм, діаграм і таблиць, або аналітично. Перший спосіб дає більш точні результати для певних типів виливків. Аналітичний метод може використовувати напівемпіричні залежності, отримані для певних умов. Для виконання цих умов в розробці сучасних технологічних процесів лиття доцільно використовувати САЕ програмні комплекси. Вони працюють спільно з САД системами, в яких попередньо створюється 3D модель виливка разом з ливниковою системою. При наявнос-

ті будь-яких реальних практичних даних їх рекомендовано враховувати при завданні граничних умов для моделювання.

Застосування сучасних CAD і CAE систем прискорює розробку технології виробництва фасонного литва та забезпечує загальне поліпшення якості продукції, а також мінімізацію виробничих витрат.

Метою роботи стала перевірка точності емпіричного розрахунку ливникової системи за допомоги комп'ютерного моделювання заливки металу.

Для реалізації мети було розраховано ливникову систему для виливка зі сталі Гадфільда; розроблено 3D модель моделі даного виливка.

Спроектовано ливарну форму і проведено моделювання заливки розплавленим металом для перевірки точності розрахунку.

Розрахунок ливникової системи виливка виконано методом оптимального часу заливки.

Тривимірну модель досліджуваного виливка побудовано у програмі КОМПАС 3D-V16.

Моделювання ливарної форми та процесу заливки рідкого металу виконано з використанням демоверсії програми Nova-flow.

Розрахунок звичайного сферичного надливка проводили методом ізотерм-ізосолідусів. Отримано результати: півсферичний надливковий з діаметром 190 мм, висотою 190 мм, масою 31,43 кг, при цьому теоретичний вихід придатного литва (ТВП) складає 59 %.

Комп'ютерне математичне моделювання дозволило проаналізувати характер затвердіння литої деталі і місць можливої появи усадкових дефектів. Встановлено, що використана модель ливникової системи ефективно виводить усадкову раковину у об'єм надливка.

Для підвищення ТВП запропоновано використання надливка прямої дії з конічними екзотермічними вставками серії Permatex SL...PK. Розрахунок проведено методом компанії «Foseco». Основні параметри надливка обрано за каталогом компанії. Маса надливка складає 15,9 кг і здатна жити, за розрахунком, виливом масою 53,1 кг. ТВП при цьому складає 74 %.

Завдяки моделюванню визначено, що екзотермічний надливковий меншого об'єму ефективно виведе усадкову раковину, а тіло виливка заповнене «здоровим» металом.

Отже, комп'ютерне моделювання процесу кристалізації надає можливість запобігти виготовленню бракованої продукції та виробничим втратам, визначити можливі місця утворення усадкових дефектів.

ВИГОТОВЛЕННЯ ХУДОЖНІХ ВИЛИВКІВ ЛИТТЯМ ЗА ВИТОПЛЮВАНИМИ МОДЕЛЯМИ З ВІБРО-ВАКУУМУВАННЯМ ГІПСОВИХ ФОРМ

Лиття за витоплюваними моделями широко застосовується при виготовленні тонкостінних складних по конфігурації виливків, є найбільш поширеним методом отримання дрібних художніх виливків. Метод дозволяє максимально наблизити виливок до готової деталі, різко знижує трудомісткість і вартість виготовлення виробів, зменшує витрати металу і енергетичних ресурсів. Лиття за витоплюваними моделями забезпечує отримання виливків з різних сплавів масою 0,02–15 кг і з товщиною стінки 0,5–5 мм [1].

Методика технології лиття складається з наступних етапів роботи.

Виготовлення еталон-моделі. Матеріал для виготовлення еталона повинен мати однакові властивості протягом усього процесу та зберігати свою форму в процесі вулканізації гумових прес-форм, хімічно не взаємодіяти з гумою.

Параметр шорсткості поверхні має бути не нижче необхідного для одержуванних за нього виливків: раковини, подряпини, вм'ятини на його поверхні неприпустимі.

Розміри еталона повинні перевищувати розміри готової моделі на 5–6 % з урахуванням загальної усадки металу при кристалізації виливків і припусків на механічну обробку.

Виготовлення гумової прес-форми. Гумові прес-форми можуть бути розрізні і роз'ємні, гуми для вулканізації, і двокомпонентні (самотвердіючі).

Виготовлення воскової моделі. Воскову модель отримують шляхом запресування воску в гумову прес-форму в інжекційній установці. Перед запресовкою форму очищають і тонким шаром змащують силіконовим мастилом ПМС-1000. Запресовку модельного складу виконують при температурі 68–77 °С і тиску 0,08–0,12 МПа. Отримані воскові моделі припаюють на восковий стояк у вигляді «ялинки». Модельний блок знежирюють і просушують.

Виготовлення ливарної форми. Ливарні форми виготовляють з гіпсової формувальної суміші на вібровакуумной установці. У дистильовану воду засипають суху суміш (0,38–0,4 л води на 1 кг суміші). Ретельно, повільно перемішують. У металеву опоку встановлюють модельний блок. Металеву опоку заповнюють формувальною сумішшю і вакуумують протягом 2–3 хв. при розрідженні 0,01 МПа. Протягом 30–60 хв. гіпсова формувальна суміш твердіє. Через 2 години ливарну форму сушать і витримують в сушильній шафі 1–3 години при температурі 90–100 °С, виплавляючи при цьому модельний склад,

який збирають у піддон. Після виплавки модельного складу ливарні форми поміщають в муфельну піч, для розжарювання при температурі 750–800 °С протягом 6–13 годин в залежності від розмірів ливарної форми.

Заповнення форм. Прожарені ливарні форми заливають розплавленим металом на вакуумних ливарних машинах донного розливу. Лиття металу проходить при розрідженні 0,05 МПа. Температура для заливки металу залежить від розміру виливків і товщини їх стінок. Технологічні параметри підбираються для кожного виливка з урахуванням рекомендацій постачальників формувальних сумішей і сплавів [2].

Завдяки перевагам даної технології були отримані латунні виливки «Чобітки». Ці виливки можливо отримувати іншими методами, але це підвищить вірогідність появи дефектів. Вібровacuумне формування із застосуванням гіпсової формувальної суміші дозволило скоротити час виготовлення виробів. Завдяки розрідженню з гіпсової формувальної суміші при заливці в опоку видаляються повітряні бульбашки. При заливці металу за рахунок розрідження видаляються гази зі стінок гарячої ливарної форми. Завдяки цим технологічним особливостям отримано виливки без газових раковин і поверхневих дефектів, що скоротило час фінішних операцій. Однак, цей спосіб дозволяє одержувати виливки з металів та сплавів, температура заливки яких не перевищує 1100 °С.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. Лившиц, В. Б. Художественное лите. Ювелирные и декоративные изделия: самоучитель [Текст] / В. Б. Лившиц. – М.: АСТ, Астрель, 2010. – 224 с.
2. Урвачев, В. П. Ювелирное и художественное литье по выплавляемым моделям сплавов меди [Текст] / В. П. Урвачев, В. В. Кочетков, Н. Б. Горина. – Челябинск: Металлургия, 1991. – 168 с.

УДК 669.295-131.4

Савінок О.О.¹, Гонтаренко О.В.², Сергієнко О.С.³

¹ студент ЗНТУ, Запоріжжя

² канд. техн. наук, професор ЗНТУ, Запоріжжя

³ канд. техн. наук, викладач ЗНТУ, Запоріжжя

ЗАСТОСУВАННЯ ТЕХНОЛОГІЙ 3D ДРУКУ У ЛИТТІ ЗА ВИТОПЛЮВАНИМИ МОДЕЛЯМИ

3D-друк або адитивне виробництво – це процес створення твердих тривимірних об'єктів з цифрових файлів. 3D-друк дає можливість вирощувати унікальні об'єкти складної геометрії для отримання високоякісних виливків. 3D-принтер відтворює практично будь-які форми і конфігурації, що неможливо при традиційному литті. [1]

Дані технології активно знаходять застосування, та впроваджуються в найрізноманітніші сфери людської діяльності, від архітектури до промисловості. Ливарне виробництво не виняток. Адитивні технології вже знайшли застосування, практично в усіх технологіях ливарного виробництва. Як в якості засобу для швидкого прототипування, доповнення або вдосконалення існуючих технологічних процесів, а також в якості повноцінних процесів виготовлення кінцевих виробів.

Найбільш цікавими на даний момент, на мій погляд, є можливі впровадження даних технологій в лиття за витоплюваними моделями, або лиття за моделями що газифікуються.

Вище зазначені технології ливарного виробництва – різновиди точного лиття. Технологія застосовується при виготовленні відповідальних деталей в наукоємких галузях промисловості (авіакосмічній, суднобудівній, оборонній, автомобільній та ін.) Впровадження адитивних технологій на ливарному підприємстві дозволяє значною мірою оптимізувати виробничий процес [2].

В литті за витоплюваними моделями, існують наступні, основні, можливості промислового застосування технологій 3Д друку:

- 1) друк моделей, або про-моделей (друк воском; друк полімерами);
- 2) друк керамічних стержнів;
- 3) друк металом.

Вирощування випалюваних моделей на 3D-принтері виробляється методом лазерної стереолітографії (Stereolithography Apparatus, SLA) – коли рідкий фотополімер твердне під дією лазера або УФ-лампи, або багатоструменевого моделювання (MultiJet Printing, MJP) за допомогою фотополімерного матеріалу, або воскового матеріалу [2].

Якщо порівнювати віск і фотополімер, то останній виграє в плані якості надрукованої моделі, міцності і вартості, однак за якістю кінцевого відлитого виробу перевага, безумовно, на стороні воску [3].

Адитивне виробництво керамічних стержнів засноване на LCM технології. LCM - виробництво кераміки на основі літографії – революційний процес, який використовується для виробництва керамічних матеріалів. Прекурсором є суспензія, що складається з керамічного порошку і чутливого до ультрафіолетового випромінювання мономера. УФ-опромінення призводить до полімеризації, перетворюючи рідку суспензію на тверду речовину. Під час процесу видалення звязуючого, полімер видаляється з «сирої» деталі яка потім спікається [4].

Термічні процеси видалення звязуючого і спікання видаляють полімер і консолідують керамічні частинки. Під час видалення звязуючого полімер розкладається і вигорає. Перед спіканням керамічні частинки з'єднуються тільки через механічне поєднання частинок. Тверде спікання починається від 1000 °C до 1100 °C і закінчується при 1600 °C [4].

Технології друку металом, для ЛВМ і не тільки, являються одним з найбільш цікавих, хоча й являються одними з найбільш коштовними на ринку. Адже вони фактично здатні, не тільки замінити усю технологічну лінію виготовлення виробу, але й дають можливість «виросувати» різноманітні вироби різної конфігурації, які раніше збиралися з певних комплектуючих. Наявні на сьогодні технології друку металом: струйний тривимірний друк (3DP); друк методом ламінування (LOM); пошарове наплавлення (FDM / FFF); вибіркове лазерне спікання (SLS) і пряме спікання металів (DMLS); вибіркova лазерна (SLM) і електронно-променева плавка (EBM); пряма лазерна адитивна побудова (CLAD); довільна електронно-променева плавка (EBF).

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. [Електронний ресурс] / Режим доступу: / URL://<http://blog.iqb-tech.ru/additive-technologies-cavityless-casting>.
2. [Електронний ресурс] / Режим доступу: / URL://<https://blog.iqb-tech.ru/additive-technologies-cavityless-casting>.
3. [Електронний ресурс] / Режим доступу: / URL://<https://blog.iqb-tech.ru/3d-printing-wax>.
4. [Електронний ресурс] / Режим доступу: / URL://<http://www.3dsmartpro.com.ua/service/3d-printing-ceramic/>.
5. [Електронний ресурс] / Режим доступу: / URL://http://3dtoday.ru/wiki/3dprint_metal/.

УДК 621.74

Сергієнко О.С.¹, Сокрута Я.О.², Ситник В.А.²

¹ канд. техн. наук, старш. викл. ЗНТУ, Запоріжжя

² студент ЗНТУ, Запоріжжя

СФЕРИ ЗАСТОСУВАННЯ ТЕХНОЛОГІЙ 3D ДРУКУ В ЛИВАРНОМУ ВИРОБНИЦТВІ

3D друк – це інструмент для розширення можливостей, які можуть вести ливарне виробництво на принципово новий якісний рівень у порівнянні з іншими галузями. 3D друк дасть змогу зменшити час, який проходить від етапу проектування, до випуску готової продукції. Можливість друкувати 3D моделі виливків або стрижнів, прибере необхідність залучення цілої низки металообробних верстатів, та спеціалістів які на них працюють та обслуговують їх. Проектант може самостійно у найменші строки виготовити модель виробу на 3D принтері. Це дає змогу одразу наочно оцінити реальну конфігурацію моделі, можливі недоліки, перевірити сумісність з іншими деталями та вузлами машини, та при необхідності доробити.

Ще одним важливим фактором, є точність виготовлення моделей, яка нині може досягати 70 мкм [1]. Традиційні способи металообробки не досягають такої точності за рахунок виконання різних операцій на верстатах. Також важливим фактором є дешевизна матеріалів для виготовлення 3D моделей, у порівнянні з вартістю металу для виготовлення прес-форм, або моделей [2]. Використання технологій 3D друку FDM, MJM, IJM (табл. 1) дає економічну вигоду, якщо говорити про одиничне або дрібносерійне виробництво. Якщо говорити про середньо- та крупносерійне виробництво, то доцільно використовувати багаторазові прес-форми, виготовлені за технологіями EBM, SLS (табл. 1), однак економічний ефект потрібно розраховувати для кожного випадку окремо.

З урахуванням переваг і недоліків 3D друку для ливарного виробництва, його можна рекомендувати для конструкторських бюро, невеликих підприємств, або підприємств, які займаються виготовленням унікальних виробів.

Таблиця 1 – Технологічні параметри технологій 3D друку та сфери їх застосування в ливарному виробництві [3–4]

Тип друку	Застосування в ливарному виробництві	Точність друку, мм	Матеріал
Стереолітографія SLA	ПГС: моделі виливок і ЛЖС; конструкторські прототипи, майстер-моделі, випалювані моделі	0,025–0,3	Пластики, полікарбонати, їх суміші
Лазерне спікання порошкових матеріалів SLS	ПГС: багаторазові моделі виливок і ЛЖС, піщані форми, стрижні; конструкторські прототипи, майстер-моделі, невеликі партії готових виробів	0,05–0,2	Порошкові матеріали (пластик, метал, пісок) і зв'язуючі (поліамід, полістирол)
Нанесення термопластів FDM	ЛВМ, ПГС: моделі виливок і ЛЖС; зразки, конструкторські прототипи, майстер-моделі	0,127–1	ABS, полікарбонат, віск
Електронно-променеве плавлення EBM	Металічні вироби, дослідні зразки. ПГС: багаторазові моделі виливок і ЛЖС, елементи оснащення. ЛПТ: елементи оснащення ;	0,05–0,2	Метали, сплави
Багатоструменеве моделювання MJM	Високоточні майстер-моделі, конструкторські прототипи ; ЛВМ, ПГС: моделі виливок і ЛЖС	0,016	Термопластики, фотополімерні смоли, віск
Склеювання листових матеріалів LOM	Моделі виливок і ЛЖС; макети	0,1	Папір, листовий пластик, металічна фольга, полімерна плівка
Струменеве моделювання IJM	ЛВМ: моделі виливок і ЛЖС; макети; майстер-моделі, випалювані моделі, прототипи	0,02–0,2	Віск, термопласти

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Технические характеристики 3D-принтера по металлу SLM 125 : [Электронный ресурс] / Режим доступа: URL:http://3d.globatek.ru/production/slm_125hl/.
2. Дорошенко, В. С. 3D-технологии для формовки и литья [Текст] / В. С. Дорошенко // Литье и металлургия. – 2015. – №3(80). – С.30–39.
3. Леушин, И. О. Применение PR-технологий для изготовления малогабаритной оснастки в мелкосерийном производстве литья [Текст] / И. О. Леушин, В. А. Решетов, А. Д. Романов // Известия МГТУ «МАМИ». – 2013. – №1(15). – С. 229–232.
4. Бирбаев, Р. А. Технология быстрого прототипирования в современном литейном производстве точных заготовок [Текст] / Р. А. Бирбаев // Литейное производство. – 2004. – №4. – С. 5–8.

СЕКЦІЯ «ЧАВУННЕ ЛИТВО»

УДК 621.74

Берлізева Т.В.¹, Пономаренко О.І.², Євтушенко С.Д.³

¹ канд. техн. наук, ст. викл., НТУ «ХПІ», Харків

² д-р техн. наук, професор, НТУ «ХПІ», Харків

³ студент, НТУ «ХПІ», Харків

ВПЛИВ ЕФІРНИХ ОТВЕРДЖУВАЧІВ НА ВЛАСТИВОСТІ ХОЛОДНОТВЕРДЮЩИХ СУМІШЕЙ НА РІДКОМУ СКЛІ

В даний час в ливарному виробництві для виготовлення виливків широко використовуються холоднотвердіючі суміші на рідкому склі, основним недоліком яких є погана вибивальність стрижнів з виливків і виливків з форм. Тому розробка і впровадження у виробництво нових добавок для холоднотвердіючих сумішей на рідкому склі (РС), які дозволяли підвищити міцність форм і стрижнів на етапі їх приготування і сприяли знеміцненню суміші після заливки металом і їх охолодженні, що спрощує технологічний процес і покращує якість виливків, є актуальним завданням ливарного виробництва.

Експериментально визначені і встановлені закономірності наростання міцності на стиск суміші з використанням ефірних затверджувачів і технологічних добавок: моноацетат етиленгліколь (МАОГ), етилсилікат (ЕС–40), етиленгліколь (ЕГ).

Так аналіз даних, показав, що міцність суміші стиснення зростає при введенні в затверджувач МАОГ етиленгліколь ЕГ. Зі збільшенням процентного вмісту ЕГ з 5 до 10 мас.% Збільшується міцність сумішей на стиск з 0,6 МПа до 0,75 МПа.

Визначено вплив на міцність суміші на стиск ефірної добавки МАОГ з введенням до складу крім ЕГ, етилсилікату ЕС–40. Зі збільшенням процентного вмісту добавки ЕС–40 в рідкому затверджувачі МАОГ при одному і тому ж кількості ЕГ зростає міцність суміші.

В роботі також було вивчено вплив кількості МАОГ на властивості міцності суміші. Встановлено, що найбільша міцність на стиск сумішей спостерігається в композиції добавки наступного складу: МАОГ–0,6 мас.% ЗЕГ – 10 мас.%.

Крім того, введення в МАОГ додаткової добавки ЕС–40 дозволяє отримувати найвищу міцність суміші на стиск.

Аналіз представлених даних показав, що зміна процентного вмісту етиленгліколю в рідкому затверджувачі менше впливає на зростання міцності суміші, ніж введення додаткової добавки ЕС–40.

В результаті встановлено, що найвищі показники міцності досягаються сумішами з затверджувачами таких складів: 1) МАОГ–0,4 мас.% З ЕГ–

5 мас.% ЕС–40–3 мас. %. і 2) МАЕГ – 0,6 мас.% 3 ЕГ–10 мас.%. Таким чином, можна стверджувати, що ефективність ефірних затверджувачі може бути підвищена при використанні сумішевих добавок, що складаються з 2–3 найменуваль.

У роботі були вивчені фізико–механічні властивості сумішей такі, як обсипальність, газопроникність, газотворна здатність, живучість, залишкова міцність суміші, тобто її вибивальність.

Для всіх зразків обсипальність через 24 години становила $\leq 0,15$ %, газотворність ХТС – 13...16 см³/г, газопроникність – понад 120 од. Результати досліджень показали, що живучість сумішей з використанням рідких затверджувачів змінювалася в широких межах і становила від 8 до 50 хв.

Показники залишкової міцності сумішей, що містять РС – 6 мас.% складають 15 МПа, а залишкова міцність сумішей на РС з МАЕГ – 3 МПа.

У роботі також було визначено вплив температури навколишнього середовища на міцність і живучість сумішей з різними композиціями затверджувачів. Було встановлено, що зі збільшенням температури, при якій виготовлялися зразки, міцність сумішей зростає.

Аналіз даних, показав, що зі збільшенням температури живучість зменшується для всіх складів сумішей, що узгоджується з правилом Вант–Гоффа.

УДК 669.131:54-31

Іванов В.Г.¹, Пірожкова В.П.², Луньов В.В.³

¹канд. техн. наук, доцент ЗНТУ, Запоріжжя

²канд. техн. наук, с.н.с. ЗНТУ, Запоріжжя

³д-р техн. наук, проф. ЗНТУ, Запоріжжя

РОЛЬ НИЖЧИХ ОКСИДІВ У ФОРМОУТВОРЕННІ ГРАФІТУ В ЧАВУНАХ

За багаторічну практику дослідження залізовуглецевих сплавів встановлено, що у структурі металу іноді спостерігаються не тільки оксиди вищої валентності, а і субоксиди та фази перемінного нестехіометричного складу. Найчастіше вони утворюються в умовах дефіциту кисню у металі, що може бути викликано рафінуючою обробкою (наприклад, електрошлакове переплавлення) або наявністю багатого вмісту елементів з високою спорідненістю до кисню (наприклад, кремнію, марганцю, магнію та ін.). Але роль цих з'єднань у формуванні структури та впливі на властивості сплавів вивчена недостатньо.

Вивчали з'єднання кисню не тільки відомого стехіометричного складу, а і інших можливих форм, що можуть утворюватися у чавунах, та визначали їх роль у формуванні графіту.

Для вивчення форм кисню у чавунах застосовували металографічний, мікрорентгеноспектральний, петрографічний, мас-спектрометричний та газовий аналізи.

Встановлено, що найбільш наочні дані про фізико-хімічну природу оксидів надають оптичні властивості: зміна прозорості, зафарбованості, і відповідно, величини показників світлопереломлення. Ці показники фіксуються з високою точністю петрографічним методом. Так визначення оптичної константи – показника світлопереломлення (N) можливо до третього знака після коми.

У сталях і чавунах фіксувалися кисневі з'єднання з кремнієм у вигляді склоподібних глобулів з показником світлопереломлення, що коливався у межах 1,460–1,650. Притому, що оксид кремнію стехіометричного складу (SiO_2) має строго визначені показники світлопереломлення: 1,544 (для β -кварцу), 1,487 (для β -кристобаліту), 1,458 (для лешательериту).

Після дослідження цих з'єднань мікрорентгеноспектральним методом з подальшим перерахунком на відомі оксиди стехіометричного складу (наприклад, SiO_2) сума окислів була більше 100 %. Довгий час дослідники шукали похибку у методиках розрахунку, але при перерахунку на нижчі окисли така похибка усувалася. Тобто були виявлені не тільки вищі оксиди, але і субокиси SiO , Si_2O та тверді розчини типу $\text{SiO}-(\text{SiO})_x\text{-SiO}_2$.

Таким чином, дані мікрорентгеноспектрального або хімічного аналізу фіксують тільки наявність того чи іншого елемента у складі з'єднання чи структурної складової. Більш інформативним є мас-спектрометричний метод, що дозволяє підтвердити дані петрографічного методу та фіксувати наявність нижчих окислів елементів, що містилися у залізовуглецевих сплавах.

Так в структурі сірого чавуну виявлені частки монооксиду кремнію (SiO), асоційовані з пластинками графіту, а також дрібні глобулі – тверді розчини нестехіометричного складу. Характерним є те, що вони утворюються в процесі взаємодії кремнію з окисом вуглецю. Встановлено, що швидкість протікання такої реакції пов'язана з зміною температури та фізико-хімічних властивостей розплаву чавуну. Крім того, швидкість протікання реакції взаємодії кремнію з окисом вуглецю безпосередньо пов'язана з утворенням морфології пластинчатого графіту (крупні, середні, дрібні).

Таким чином, монооксид кремнію є основною поверхнево-активною формою кисню в рідкому чавуну і основною формоутворюючою сполукою пластинчатого графіту в сірому чавуні.

Дослідження структури високоміцного чавуну виявили наявність субокису магнію Mg_2O та фаз змінного нестехіометричного складу: магнію, заліза та інших елементів.

Більш того, отримані дані показали, що субокис магнію є основним сполученням, що формує кулясту форму графітних краплень у чавунах. Процес формування кулястої форми графіту (крупні, середні, дрібні, прави-

льні, розірвані тощо.) взаємопов'язані з фізико-хімічними умовами рідкого чавуну, зокрема зі швидкістю протікання реакції взаємодії магнію з окисом вуглецю.

Наявність субокисної форми кисню у залізовуглецевих розплавах має велике значення не тільки в плані визначення загального вмісту кисню, але й, що більш важливо, у формуванні структури металу і морфології їх структурних складових. Зокрема у чавунах – морфології вкраплень графіту.

УДК 620.192.3

Хричиков В.Є.¹, Меньяло О.В.², Семенов О.Д.³

¹ д-р техн. наук, професор, НМетАУ, Дніпро

² канд. техн. наук, доцент, НМетАУ, Дніпро

³ аспірант, НМетАУ, Дніпро

ТВЕРДОФАЗНЕ ГІДРОДИНАМІЧНЕ МОДИФІКУВАННЯ Fe-C СПЛАВІВ

Стандартна методика отримання дрібнозернистої структури – це введення у розплав феросплавів-модифікаторів. Їх отримують у спеціальних печах, тому ціна кінцевої продукції значно підвищується. Крім того, феросплавні підприємства не можуть забезпечити металургів та ливарників усіма можливими наборами модифікаторів для всіх видів структур. Модифікування – це введення в розплавлений метал невеликих кількостей елементів або речовин, які різко впливають на структуру сплаву. Обумовлено це тим, що незначна кількість модифікатору сприяє значному підвищенню фізико-механічних властивостей сплавів. Тому отримання ефективних та дешевих модифікаторів, розробка технології їх введення у розплав є актуальна.

У НМетАУ розроблено нову технологію твердофазного модифікування Fe-C сплавів, яка ґрунтується на результатах досліджень будови розплаву методом γ -випромінювання. Дослідження температур перетворення мікроугруповань атомів з різним хімічним складом в ливарних сплавах, в основному відома по роботам Ри Х, Вертмана А.А., Самарина А.М. Гельда П.В., Баума Б.А., Разбіна А.С, Колокольцева В.М. та інших. Встановлено, що після розплавлення і перегріву сплаву вище за температуру ліквідус на $\sim 100...150^{\circ}$, в рідкому стані зберігається впорядкована структура атомів початкових шихтових матеріалів на протязі $\sim 10-15$ хв. І тільки потім відбувається повне розупорядкування структури, що характерне для рідкої фази, усувається ефект пам'яті спадкоємних властивостей металу, який розплавляють в печі. Тому для отримання дрібнозернистої структури у виливках необхідно створити в розплаві перед заливкою мікроугруповання атомів із структурою, яку необхідно одержати.

Встановлено основні закономірності теплофізичних процесів утворення дрібнозернистої структури при твердофазному гідродинамічному модифікуванні сплавів на основі заліза та вплив гідродинамічних процесів рідкого металу на розплавлення твердого модифікатора. Розроблено технологію нового процесу модифікування в умовах діючого виробництва. Капітальних затрат для її реалізації не потрібно.

УДК 621.74

Євтушенко Н.С.¹, Євтушенко С.Д.²

¹ канд. техн. наук, доцент, НТУ «ХПІ», Харків

² студент, НТУ «ХПІ», Харків

ДОСЛІДЖЕННЯ МІЦНІСНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ СУМІШЕЙ НА ВІДПРАЦЬОВАНИХ ПІСКАХ

Основною метою регенерації є відновлення зернового складу піску і видалення плівок зв'язуючого з зерен кварцового піску. Найбільшого поширення для регенерації холоднотвердеючих сумішей отримали механічний і термомеханічний способи. Технологічна схема механічної регенерації включає в себе процеси вибивання форми, дроблення спечених шматків суміші, механічного перетирання суміші, охолодження регенерату, пиловидалення.

Метою дослідження є вивчення властивостей холоднотвердіючих сумішей на смолах з олігофурфурілоксисілаксановим зв'язуючим (ОФОС) з використанням відпрацьованих пісків для отримання якісних виливків з чорних і кольорових сплавів. Як досліджуваних параметрів були обрані фізико-механічні показники властивостей формувальної суміші. Механічні властивості сумішей є одним з важливих факторів, що визначають можливість отримання якісних виливків [1].

З метою дослідження міцнісних властивостей сумішей на відпрацьованих пісках були виготовлені три склади суміші зі зв'язуючим ОФОС. У першому складі в якості наповнювача використовувався свіжий кварцовий пісок, у другому – відпрацьована холоднотвердеючих суміш після триразового обороту; в третьому – відпрацьована холоднотвердіюча суміш після шестиразового обороту. У всіх сумішах в якості каталізатора використовували паратолуолсульфокислоту (ПТСК) 50% в кількості 1%, кількість смоли ОФОС – 2 %. Аналіз даних показує, що міцність сумішей на основі відпрацьованої суміші нижче, ніж в сумішах на основі свіжого піску. Падіння міцності становить 0,1...0,2 МПа за один оборот суміші. Це узгоджується з дослідженнями. Міцність сумішей на основі регенерату нижче на 7...10 %.

Підвищити міцність таких сумішей можна за рахунок збільшення процентного вмісту смоли і каталізатора. Однак навіть при 6–кратному обороті суміші за показниками міцності додаткове введення цих компонентів не потрібне.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. Пономаренко О.І. Автоматизоване проектування формувальних та стрижневих машин: навч. посіб. / О.І. Пономаренко, І.І. Гунько, С.В. Порохня, Н.С. Євтушенко. – Х: НТУ «ХПІ», 2014. – 256 с.

УДК 669.131.7

Дорошенко В.С.

канд. техн. наук, старш. научн. сотрудник, ФТИМС НАН Украины, Киев

СПОСОБЫ КОНТРОЛЯ КАЧЕСТВА ЧУГУНА С ШАРОВИДНЫМ ГРАФИТОМ ПРЕИМУЩЕСТВЕННО ДЛЯ НЕБОЛЬШИХ ЛИТЕЙНЫХ ЦЕХОВ

Во ФТИМС НАНУ разработаны и патентуются два способа контроля качества чугуна с шаровидным графитом (ЧШГ), преимущественно с целью упрощения контроля и повышения стабильности качества отливок из ЧШГ, получаемых в небольших литейных цехах. Первый из рассмотренных способов также приемлем и для других сплавов, чушковых металлов, слитков, и другой литой металлопродукции, которую можно контролировать по литым пробам. Однако он рекомендуется для ЧШГ, поскольку непродолжительное время сфероидизирующего действия модификатора (как правило, содержащего магний) в расплаве чугуна в ковше требует быстрого определения свойств металла. Также при модифицировании металла в литейной форме (инмолд-процесс) желательно иметь несложный способ контроля качества ЧШГ в каждой форме, поскольку именно в форме ЧШГ приобретает свойства, определяющие его марку.

По ДСТУ 3925–99 обозначение марки ЧШГ содержит цифровые данные минимальных значений временного сопротивления при растяжении ЧШГ и относительного удлинения δ , которые устанавливаются на цилиндрическом образце $\varnothing 10$ мм и длиной 98 мм. Образцы вырезают из литых проб, отрезая прямоугольную в сечении заготовку (мм) 25×40 , которая составляет около 20% от объема литой пробы, далее на металлорежущих станках вырезают цилиндрическую пробу с ~ 90 % отходов. Иногда возможны образцы других размеров по указанию на чертеже отливки.

Такое определение качества ЧШГ по стандарту достаточно сложное, что затрудняет изготовление из него отливок, особенно в малых и средних литейных цехах. Только при наличии механообрабатывающего оборудования,

аппаратуры и подготовленного персонала для изготовления проб и испытаний на них можно получить показатели марки (качества) металла, который будет уже в отливках, потому что нельзя долго держать металл в ковше и определить его качество стандартным способом из-за выгорания Mg в ковше. Поэтому основания, что из ковша заливается в литейную форму ЧШГ нужной марки, практически отсутствуют; а косвенные признаки качества ЧШГ перед заливкой его в форму, которыми часто пользуются литейщики, являются субъективными с невысокими гарантиями низкого брака отливок. Сложность определения качества ЧШГ по ДСТУ 3925–99, вероятно, является одной из причин, что производство отливок из ЧШГ в отечественном объеме выпуска литья в несколько раз ниже, чем в мировой практике [1].

Для сокращения продолжительности испытаний – контроля качества металла путем сравнения с такими же образцами с заранее определенными свойствами предложено отливать пробы V-образной формы. Затем испытывать их в литом состоянии сжатием и сгибанием свободных концов двух ветвей с уменьшением угла между ними до их стыка, а такую V-пробу следует отливать с тем большим углом между двумя ветвями V, чем больше величина δ по марке ЧШГ.

Отливание V-образных проб значительно упростит их испытания для предварительного качественного контроля. При разработке способа использовали то обстоятельство, что ЧШГ получают модифицированием жидкого исходного чугуна, который до модифицирования, по сути, является чугуном с пластинчатым графитом (ЧПГ), если бы его разлили в формы без модифицирования, то есть, он является серым чугуном. В ЧПГ острые пластины графита уменьшают живое сечение металлической матрицы чугуна, являются концентраторами напряжений и вызывают трещины. ЧПГ имеет $\delta < 0,5–1,0 \%$, ЧШГ – $\delta \geq 2–22 \%$, поэтому ЧПГ хрупкий и при сгибании пробы ломается, а ЧШГ вязкий и при сгибании пробы гнется. На свойствах ЧПГ и ЧШГ основывается сравнение свойств проб. Сжатием V-пробы и сгибанием концов ее двух ветвей определяют, ломается или сгибается проба. Чем больше величина δ ЧШГ, тем больше рекомендуется угол между двумя ветвями, определяемый опытным путем, а ломка хотя бы одной из этих ветвей – браковочный признак. Поскольку по ДСТУ 3925–99 испытывают образец толщиной 10 мм, то отливали V-пробы толщиной 10 мм, а для более тонкостенных отливок – по их толщине, что есть преимущество – возможность испытывать пробу, отвечающую конкретной или преимущественной (приведенной) толщине стенки отливки.

Испытывали V-пробы без обработки и специального оборудования на слесарных тисках, получая предварительные качественные характеристики. Пригодны тиски слесарные, например типа «MaxSteel», которые продают в Украине трех моделей 1–83–066, –067 и –068 с силой сжатия 1400, 1800 и

2200 кг и раскрытия губок на 100, 125 и 150 мм. Для этого пригодны также твердомеры Бринелля при изготовлении несложной оснастки.

Для тонкостенных проб пригодны даже ключи трубные рычажные (ГОСТ 18981–73): ключ рычажный КТР-3 7813–0003 для труб с внешним $\varnothing$ 20–63 мм (размер зева), или ключ КТР-1 7813–0001 для труб $\varnothing$ 10–36 мм. Периодическими подкручиваниями гайки уменьшают размер зева при сжатии *V*-проб рычагом ключа даже без отделения их от литниковой системы отливки. Последнее удобно для прилитых проб при инмолд-процессе. Предложенный способ (заявка на патент в Украине № u201807146 от 25.06.2018) не является стандартным, и необходимо отливать и испытывать стандартные пробы. Однако, в ряде случаев, отработав соответствие показателей *V*-подобных и стандартных проб для конкретных отливок и условий литейного цеха, с высокой степенью вероятности можно судить о наличии ЧШГ требуемой марки в литой пробе и проводить дополнительные испытания на стандартной пробе, если испытания *V*-пробы не дали положительного результата.

Аналогичная *V*-проба предложена для сварных швов металлоизделий с выбором угла между ветвями и привариванием одной ветви. Если при испытании проба гнется, то шов – удовлетворительного качества, если – трещина по шву – шов слабый.

Второй способ относится к неразрушающему контролю отливок из ЧШГ при термообработке в бейнитном интервале температур и предложен для литья ЧШГ по газифицируемым моделям (ЛГМ) в сочетании с термообработкой отливок при удалении их из литейной песчаной формы в аустенитном состоянии [2]. При такой термообработке с литого состояния отливки предложено извлекать из литейных форм при температуре 850–1000 °С и в течение 5–15 с переносить их на закалку в сочетании с изотермической выдержкой (austempering) при температуре, определяемой требуемым типом структуры, в частности, для нижнего или для «бескарбидного» бейнита – аусферрита (ausferrite) в ЧШГ с пределом прочности на растяжение $\sigma_B=1000\text{--}1400$ МПа. Получив шаровидный графит в отливках при кристаллизации в песчаной форме, предусмотрено использование известных режимов термообработки отливки, включая достижение заданных скоростей охлаждения при закалке и температур при изотермической выдержке. Таким образом, сочетая свойства металла, формы из сухого сыпучего песка при ЛГМ и термообработки, повышают механические свойства ЧШГ до уровня конкурентоспособности с конструкционной сталью.

Логика этого способа изотермической закалки ЧШГ из литого состояния (комбинированного процесса литья-термообработки) состоит в том, чтобы не потерять аустенитную структуру ЧШГ после его затвердевания в песчаной литейной форме, а быстро извлечь из нее горячую отливку, закалить,

избежав образования перлита, продуктов эвтектоидного превращения, а затем подвергнуть изотермической выдержке в бейнитном интервале температур для превращения части аустенита в игольчатый феррит. В результате создаются условия получения аусферрита с указанной выше прочностью.

Быстрое извлечение горячих отливок возможно при ЛГМ в контейнерных песчаных формах без связующего, упрочняющее действие которого при заливке и затвердевании ЧШГ заменено вакуумированием песка. Текучий сухой песок форм при отключении вакуума от формы не препятствует удалению (операции, традиционно называемой «выбивка») отливок и во многих случаях замедляет их охлаждение. Кроме того, после закалки (например, спрейерным охлаждением или окунанием в воду) отливок (вместо традиционных для изотермической закалки жидких сред в виде расплавов солей) нагретый песок используют для изотермической выдержки в нем отливок. При этом отливку в аустенитном состоянии как бы повторно формуют в нагретый песок в контейнере с ТЭНами для поддержания заданной изотермы [2]. Это позволяет изготавливать в литейном цехе отливки из бейнитного чугуна литейным процессом со встроенным в него процессом термообработки, что, в целом, во многих случаях за счет быстрого охлаждения на операции закалки (особенно для отливок с толщиной стенки до 20–25 мм) позволяет сократить литейный процесс.

Замена жидких нагреваемых технологических сред на сыпучие песчаные среды упростила разработку способов контроля металла для оптимизации режимов изотермической закалки. По аналогии со способом определения содержания остаточного аустенита - парамагнитной фазы в образцах из стали методом измерения силы притяжения постоянного магнита к объекту контроля [3], предложен датчик определения содержания остаточного аустенита в ЧШГ (заявка на патент в Украине № u20108120 от 23.07.2018). В области магнитных измерений для неразрушающего контроля качества металлопродукции для двух образцов одинаковой массы, эталонного образца и образца, подлежащего контролю, известны методы измерения силы притяжения к этим образцам постоянных магнитов с идентичными характеристиками через одинаковые воздушные зазоры при сравнении полученных сигналов.

Аналогичный по принципу действия датчик скобой, струбиной или зажимом (применяемым для сварочных работ) предложено крепить к стенке отливки (с аустенитной структурой), помещаемой в песчаную среду для изотермической выдержки в температурном интервале бейнитного превращения, расположенного ниже перлитного, но выше мартенситного превращений. Обычно это интервал 300–500 °С.

Датчик имеет подвижный магнит, расположенный с минимальным зазором к отливке и удерживаемый механическим или магнитным способом с определенной силой. По мере изотермической выдержки и распада аустенита

в отливке нарастает ферромагнитная фаза с увеличением силы притяжения к ней подвижного магнита. При достижении определенной величины этой силы магнит движется к отливке, замыкает контакт электрической цепи с источником светового или звукового сигнала, сообщаящего о накоплении необходимого количества магнитной фазы (например, игольчатого феррита) и прекращении изотермической выдержки. Отливку согласно технологическому режиму изотермической закалки извлекают из горячего песка и охлаждают на воздухе. Силу фиксирования магнита в датчике (например, удерживаемым упругой силой пружины с регулируемым растяжением) устанавливают, поместив датчик на отливку с известным содержанием аустенита и находящейся в тех же условиях, что и контролируемая отливка [4].

Литье и испытание *V*-образной пробы также приемлемо для оценки механических свойств бейнитных чугунов. Вполне возможна модификация предложенных способов контроля, первого – для литейных сталей, в частности, при отливке *V*-пробы способом ЛГМ, а второго – для сталей, содержащих парамагнитную фазу, в частности, количество которой изменяется при термообработке или деформировании.

По нашему мнению, способы создаются, чтобы их было много и они, по возможности, были бы несложными, а литейщику можно было бы выбрать или улучшить какой-либо из них для своей специфики литья.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гнатуш, В. А. Производственные и номенклатурные тренды отливок из чугуна с шаровидным графитом / В. А. Гнатуш, В. С. Дорошенко // Литейное производство. – 2017. – № 7. – С. 28–32.

2. Пат. 123731 Україна, МПК B22 D7/00, B22 D23/00, C21D5/02, C21D1/20, B22 D27/04. Спосіб виготовлення виливків з бейнітного або аусферитного чавуну з кулястим графітом / В. С. Дорошенко, В. О. Шинський; опубл. 2018, Бюл. № 5.

3. Пат. 93590 Україна, МПК G01N 27/72, G01R 33/12, G01B 7/00. Спосіб визначення вмісту залишкового аустеніту у зразках з інструментальних сталей / К. С. Богдан, Ю. В. Моїсєєв, А. О. Санкін; опубл. 2011, Бюл. № 4.

4. Дорошенко В. С. Возможности литья чугуна с шаровидным графитом по газифицируемым моделям с изотермической закалкой отливок / В. С. Дорошенко // Литейное производство. – 2017. – № 11. – С. 7–14.

УДК 621.746.047

Іванова Л.Х.¹, Терехін В.О.², Ніколаєнко О.А.³

¹д-р техн. наук, професор, НМетАУ, Дніпро

²зав.лаб., НМетАУ, Дніпро

³студент, НМетАУ, Дніпро

ВПЛИВ МОДИФІКУВАННЯ НА СТРУКТУРУ І ВЛАСТИВОСТІ ВАЛКОВОГО ЧАВУНУ

Метою роботи було підвищення міцності чавуну перехідної зони та серцевини прокатного валка.

Особливістю макроструктури прокатних валків по глибині бочки є наявність трьох макрозон: робочий (поверхневий) шар з білого або половинчастого чавуну – 20–35 мм, перехідна зона – 40–60 мм та центральна частина (чавун перліто-графітного класу). Якість прокатних валків залежить від міцності робочого шару та перехідної зони. Глибина робочого шару у пропонованому способі забезпечується модифікуванням рідкісноземельними металами. Для підвищення міцності перехідної зони та центральної частини валка рекомендується вторинне модифікування здійснювати механічною сумішшю з феросиліцію та оксиду гадолінію. При концентраціях суміші менше за 0,25% це призводить до зниження міцнісних характеристик матеріалу валка та до його зламу. Збільшення ж присадки суміші вище за 0,5% може привести до відшарування робочого шару під час експлуатації валка. Таким чином, вторинне модифікування необхідно проводити застосовуючи 0,25–0,5% від маси розплаву механічної суміші з феросиліцію та оксиду гадолінію у співвідношенні 4:1.

Первинне модифікування валкового чавуну здійснювали за способом, що викладений у патенті України № 93800, тобто у розливальному ковші комплексним модифікатором на основі рідкісноземельних елементів 0,5–0,7 % від маси розплаву з метою одержання графітних включень вермикуля-рної форми. Збільшення або зменшення витрати комплексного модифікатора призводило до одержання зміни форми графітних включень і тому зменшувало міцнісні властивості матеріалу валка.

Серією лабораторних досліджень було встановлено, що для одержання необхідного високого рівня міцності при вигині матеріалу прокатного валка необхідно додати у сплав, мас.‰: кремнію 0,16–0,32 кремнію та 0,05–0,1 оксиду гадолінію. Для забезпечення введення у розплав мінімальних рекомендованих кількостей кремнію та оксиду гадолінію необхідно було ввести індивідуально 0,2% феросиліцію та 0,05% оксиду гадолінію. Виходячи з цього для досягнення поставленої мети кількості феросиліцію і оксиду гадолінію у механічній суміші повинні знаходитися у співвідношенні 4:1. Цим вимогам

відповідають складові суміші, що містять, мас. %: 1) феросиліцій марки ФС75 ДСТУ 4127:2002; 2) оксид гадолінію.

Таким чином, вторинне модифікування на струмені чавуну при заливанні валкової форми з чавуном за пропонуваним способом необхідно проводити механічною сумішню з феросиліцію та оксиду гадолінію, застосовуючи присадку 0,25–0,50% від маси розплаву. Збільшення або зменшення витрати механічної суміші не призводило до необхідної дисперсності перлітної складової у його структурі та поліпшення форми включень вермикулярного графіту і тому зменшувало міцність при вигині матеріалу прокатного валка.

Спосіб здійснюється наступним чином. Плавку здійснювали в індукційній печі промислової частоти ІЧТ–6. Чавунний розплав з температурою $1410 \pm 5^\circ\text{C}$ з печі випускали у ливарний ківш, на дно котрого було завантажено необхідну кількість подрібненої (фракція 70–90 мм) лігатури СРЗМ30. Після витримки протягом 5–10 хв. розплав заливали у ливарну форму до надливної частини та робили витримку протягом 3–4 хв. Далі продовжували заливання та на струм розплаву вводили необхідну кількість вторинного модифікатора (фракції 10–15 мм) – тільки феросиліцію або механічної суміші з феросиліцію такої ж фракції та ультра дисперсного оксиду гадолінію.

Кількість модифікаторів, що застосовувалися, та результати проведених досліджень наведені у табл. 1. Випробовування проводили на зразках від нижніх шийок, вирізаних при механічному обробленні валків. Міцність при вигині та мікроструктуру чавунів досліджували за стандартними методиками.

Таблиця 1 – Результати проведених досліджень

№	Витрата модифікаторів, мас. %			Структура валкових чавунів		Межа міцності $\sigma_{\text{виг}}$, МПа
	СРЗМ30	ФС75	Gd ₂ O ₃	Форма включень графіту	Дисперсність перліту	
1	0,5	0,2	-	ВГф1	ПД1,0	815
	0,7	0,4	-	ВГф1	ПД1,0	820
2	0,5	0,2	0,05	ВГф2	ПД1,0; ПД0,5	845
	0,7	0,4	0,10	ВГф2	ПД1,0; ПД0,5	865

З даних таблиці видно, що поставлена мета була досягнута, рівень межі міцності при вигині валкового чавуну підвищився на 3,7–5,5 %.

УДК 669.34

Кривошеев В.А.¹, Калинин В.Т.², Меняйло Е.В.³, Селиверстов В.Ю.²,
Фролов Э.С.⁴, Амирбеков В.Э.⁴

¹ канд.техн.наук., почетный профессор, НМетАУ, Днепр

² д-р техн.наук, профессор, НМетАУ, Днепр

³ канд. техн.наук, доцент, НМетАУ, Днепр

⁴ бакалавр, НМетАУ, Днепр

ПОВЫШЕНИЕ КАЧЕСТВА ПРОКАТНЫХ ВАЛКОВ ПУТЕМ РАЦИОНАЛЬНОГО ИСПОЛЬЗОВАНИЯ В ШИХТЕ СПЕЦИАЛЬНЫХ ДОМЕННЫХ ЧУГУНОВ

Качество прокатных валков с отбеленным рабочим слоем в основном определяется свойствами доменных чушковых чугунов, применяемых в шихте при их производстве. Эти чугуны должны обеспечивать высокую отбеливаемость валковых расплавов, что позволяет получать в валках необходимую глубину чистого отбела и оптимальную переходную зону.

В настоящей работе сравнивали свойства доменных чушковых чугунов, имевших значения $CE=4,15...4,23$: валкового древесноугольного (ВД2), валкового коксового (ЧВ1), передельного литейного (ПЛ2) и литейного, рафинированного магнием чугуна (ЛР7) производства металлургического комбината «Азовсталь».

Исследования проводили на образцах, вырезанных из чушек чугуна и из технологических проб на отбел размером 45x100x120 мм. Чугун плавил в кислой индукционной печи вместимостью 50 кг, выдерживали при 1450°C в течение 10 мин и заливали в формы при 1330...1350°C.

Усредненные значения содержания серы и кислорода в чугунах и склонность их к отбелу приведены в табл.

Марка чугуна	Стандарт	Содержание, %		Глубина, мм	
		S	O ₂	чистого отбела	переходной зоны
ВД2	Межзаводские ТУ	0,030	0,0024	18	30
ЧВ1	ОСТ 1465-80	0,041	0,0037	11	28
ПЛ2	ГОСТ 805-80	0,040	0,0054	7	44
ЛР7	ГОСТ 4832-80	0,018	0,0030	8	33

Глубину чистого отбела определяли визуально по расстоянию от поверхности до первых трех серых точек на дуге 10 мм в белом изломе пробы, а глубину переходной зоны – от конца чистого отбела до начала сплошной серой зоны.

Металлографические исследования нерафинированных чушковых чугунов показали, что в чугунах ВД2, ЧВ1 и ПЛ2 до и после переплава наблюдаются отдельные изолированные включения типа оксисульфидов и сульфидов марганца, также встречаются силикаты и нитриды в виде включений, расположенных по границам эвтектических колоний.

На содержание O_2 (оксидных включений) в чугунах оказывает влияние ход доменной плавки. Предпочтительны применение легковосстановимых руд, малосернистого топлива, кислого или слабоосновного шлака. В этих условиях (а также при умеренной температуре дутья) имеет место «холодный» ход доменной плавки и, в частности, уменьшается склонность чугуна к спелеобразованию.

В рафинированном чугуне ЛР7 неметаллические включения встречаются в виде мелких включений, расположенных по границам эвтектических колоний. В процессе плавки в индукционной печи проникающий в ванну кислород окисляет Mg, что является источником появления дополнительных неметаллических включений. Пониженная отбеливаемость рафинированных чугунов после переплава связана с наличием большого числа мелких включений оксидов и сульфидов Mg, которые в течение выдержки после расплавления не успели полностью всплыть в шлак и явились активными центрами кристаллизации графита.

Наиболее высокую глубину чистого отбела имеет чугун ВД2. Отбеливаемость чугуна ЧВ1 до уровня ВД2 можно повысить его внедоменной обработкой в чугуновозных ковшах. Промышленные опыты, проведенные на Коммунарском металлургическом комбинате, показали, что введение в чугун 6...12% стали снижает содержание S и Si, его углеродный эквивалент и также спеленасыщенность чугуна.

Улучшение качества доменного валкового чугуна ЧВ1 достигается также путем обработки расплава синтетическими шлаками состава: 40...60% плавикового шпата, 20...30% бората кальция, 20...30% кальцинированной соды.

В результате проведенных исследований установлено, что доменный чугун ЧВ1, имеющий достаточно высокие показатели отбеливаемости, целесообразно применять для литья листо- и сортопрокатных валков из чугуна с пластинчатым графитом и регламентированной глубиной рабочего слоя. Рафинированный чугун ЛР7, являясь шихтовым материалом с низким содержанием серы и кислорода, более подходит для литья валков из чугуна с шаровидным графитом с глубиной рабочего слоя 12...32 мм. Доменный чугун ЛР7 использовали при литье листопрокатных валков с шаровидным графитом на Днепропетровском и Лутугинском заводах прокатных валков. Сопоставление результатов литья с использованием шихт, содержащих чугуны ЛР7 и ЧВ1, приведены ниже:

Тип чугуна в шихте.....	ЛР7.....ЧВ1
-------------------------	-------------

Количество отлитых валков, шт 1711.....2053

Брак по вине металла, %:

– черные пятна..... 0,96.....4,27

– пластинчатый графит..... 0,20.....2,81

– раковины..... 5,72.....5,30

Брак валков по вине металла при использовании шихты с рафинированным Mg чугуном почти в 2...4 раза ниже, чем при использовании шихты на базе валкового коксового чугуна. В связи с этим, представляется целесообразным использования рафинированного Mg чугуна в литейных цехах для производства ответственного литья.

УДК 621.74

Фесенко М.А.¹, Фесенко А.Н.², Корсун В. А.³, Дворниченко А. А.⁴

¹канд. техн. наук, доцент, КПИ имени Игоря Сикорского, г. Киев

² канд. техн. наук, доцент, ДГМА, г. Краматорск

³ассистент, ДГМА, г. Краматорск

⁴магистрант, ДГМА, г. Краматорск

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРОЦЕССОВ ВНУТРИФОРМЕННОГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ РАСПЛАВА МОДИФИЦИРУЮЩИМИ ДОБАВКАМИ РАЗНОГО ТИПА НА СКЛОННОСТЬ ЧУГУНА К ОТБЕЛУ И СТРУКТУРУ ОТЛИВОК

Одним из проблемных вопросов при производстве чугунных отливок, особенно тонкостенных сложной конфигурации, является устранение отбела и создание условий, препятствующих формированию карбидных фаз. Известно, что склонность чугуна к отбелу в значительной мере зависит от химического состава чугуна и условий затвердевания отливок, и в первую очередь от скорости охлаждения и затвердевания. Со снижением углеродного эквивалента и повышением скорости охлаждения склонность к отбелу чугуна возрастает.

В настоящее время для получения высококачественных чугунных отливок с высоким уровнем механических и эксплуатационных свойств широкое применение находят различные способы модифицирующей обработки расплава, как наиболее универсальный, относительно дешевый, технологически гибкий и высокоэффективный метод управления структурой кристаллизующегося сплава. Используя модифицирующие добавки разного назначения (графитизирующие, карбидостабилизирующие или сфероидизирующие) возможно получить широкий диапазон структур и свойств чугунных отливок.

Из разработанных и сравнительно широко применяемых в практике литья методов модифицирования расплава при производстве чугунных отливок сравнительно не большой массы наиболее широкое распространение в по-

следние годы находят так называемые способы «позднего модифицирования», среди которых значительное место занимает метод внутриформенного модифицирования (INMOLD – процесс). Обладая целым рядом преимуществ перед другими способами, этот метод является очень чувствительным к химическому составу базового расплава, а также к температурно–временным условиям модифицирования и затвердевания отливок, что требует корректировки технологического процесса в конкретных случаях в зависимости от изменяющихся факторов.

Представленная работа посвящена экспериментальным исследованиям влияния химического состава исходного чугуна, вида и количества модифицирующих добавок на структуру отливок. При проведении исследований использовались чугуны двух типов: соответственно с углеродным эквивалентом $Se = 3,0...3,2\%$ и $Se = 3,8...4,0\%$, выплавленные в индукционной тигельной печи типа ИЧТ–0016 на шихтовых материалах, состоящих из литейного чугуна марки Л4 и стального лома стали 30.

В качестве модифицирующих добавок для внутриформенного модифицирования расплава базового чугуна, размещаемых в проточных реакционных камерах литниковой системы в количестве 1,0 и 2,0 % от массы проходящего через реакционную камеру жидкого чугуна, использовались графитизирующие модификаторы ферросилиций ФС75 и силикобарий СБ20, сфероидизирующие модификаторы типа ФСМг7 и VL63(М) и карбидостабилизирующий модификатор ферробор ФБ12 с размером частиц 1,0...2,5 мм.

Объектами исследований служили клиновые пробы с толщиной стенки у основания 20 мм. С целью уменьшения влияния других факторов (например, температуры и скорости заливки и т. п.) шесть однотипных отливок располагались в общей литейной форме, изготовленной из песчано–глинистой формовочной смеси.

Заливку литейной формы осуществляли базовым чугуном через каналы литниковой системы с общими литниковой чашей, стояком, зумпфом, распределительным каналом и автономными шестью ответвлениями, каждое из которых обеспечивает подвод расплава к каждой из шести отливок. С помощью одного ответвления литниковой системы обеспечивалось подведение исходного расплава к отливке без всякой внутриформенной обработки. В составе каналов других ответвлений литниковой системы вместе с соединительными каналами, на пути движения жидкого металла к соответствующим отливкам предусмотрены промежуточные реакционные камеры для размещения зернистых модифицирующих добавок и внутриформенной обработки расплава во время заливки литейной формы. Проточные реакционные камеры выполнялись в виде вставок в литейную форму, представляющих собой тонкостенные оболочки из пенополистирола с размещенными в них зернистыми модифицирующими добавками [1]. Заливку литейной формы осуще-

ствляли ручным разливным ковшом конического типа. Температура заливки металла в литейную форму составляла 1450...1480 °С.

Схема литейной формы и блок полученных экспериментальных отливок с литниковой системой представлены на рис. 1.



Рисунок 1 – Внешний вид литейной формы (а) и блока экспериментальных отливок с литниковой системой (б)

Как показали результаты проведенных исследований, в полученных из исходного расплава чугуна экспериментальных отливках на большей части образовался серый излом, величина отбела по клину составила 8–12 мм. При этом в отливках из чугуна с пониженным углеродным эквивалентом глубина отбела по клину оказалась на 25 % больше, по сравнению с отливками из чугуна с более высоким углеродным эквивалентом.

Внутриформенная обработка расплавов ферросилицием ФС75 и силикобари-ем СБ20, как и следовало ожидать, способствовала полному устранению отбела в клиньях и формированию типичной структуры серого чугуна с пластинчатым графитом.

Достаточно эффективное действие показало модифицирование чугунов сфероидизирующими модификаторами ФСМг7 и VL63(М), которое обеспечило получение серебристого излома клиновой пробы и формирование структуры, характерной для высокопрочного чугуна с шаровидным графитом, состоящей из феррито-перлитной металлической основы с включениями графита шаровидной формы.

В тоже время, не смотря на то, как известно из литературы, в качестве добавки, стимулирующей формирование структуры белого чугуна, на практике широкое распространение получает бор. В наших экспериментах внутриформенное модифицирование базовых чугунов ферробором ФБ20 привело к формированию серого излома и структуры с включениями карбидов и ледебуритной эвтектики.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Патент 13632 Україна, МПК (2006), B22D 27/00. Спосіб обробки чавуну в ливарній формі / А. М. Фесенко, М. А. Фесенко ; власник Донбас. держ. машинобуд. акад. – № u200509104 ; заявл. 26.09.2005; опубл. 17.04.2006, Бюл. № 4.

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ЧУГУННЫХ ОТЛИВОК С ДИФФЕРЕНЦИРОВАННЫМИ СВОЙСТВАМИ, ПОЛУЧАЕМЫХ МЕТОДОМ ВНУТРИФОРМЕННОГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ

Чугунные двухслойные детали с дифференцированной структурой и свойствами находят широкое применение для изготовления различных механизмов, машин и оборудования, эксплуатируемых в металлургической, машиностроительной, горно-добывающей, угольной, цементной, транспортной, пищевой и других отраслях промышленности [1–4].

Использование таких деталей в конструкциях машин и оборудования позволяет повысить ресурс их работы, снизить применение высоколегированных дорогостоящих сплавов и остродефицитных компонентов, сократить объем производства запасных частей и повысить конкурентноспособность оборудования на отечественном и мировом рынке [5].

На сегодняшний день производство деталей с дифференцированными свойствами в отдельных частях или зонах осуществляется различными способами. Наибольший интерес представляют способы получения таких деталей методом литья. Чаще всего их получают последовательной заливкой общей литейной формы чугунами разного химического состава [5, 6].

Однако, необходимость одновременного использования двух плавильных агрегатов для выплавки чугунов разного химического состава, а также синхронизации процессов выплавки и разлива в литейную форму расплавов являются главными недостатками этих методов.

В работе предложены новые технологические процессы изготовления литых деталей (отливок) с дифференцированной структурой и свойствами, лишенные указанных недостатков, которые базируются на использовании технологии внутриформенной обработки исходного жидкого чугуна в реакционной камере литниковой системы разными добавками [7].

При этом исследуются следующие технологические варианты:

– по первому варианту литейную форму заливают исходным чугуном, склонным к кристаллизации с отбелом (БЧ), через общую литниковую систему, разделяющую расплав на два потока. Один из потоков исходного чугуна заполняет полость формы для формирования твердой рабочей части отливки из белого чугуна, а второй поток – на пути движения по каналам литниковой системы в реакционной камере обрабатывается сфероидизирующим

модификатором для формирования впоследствии другой части отливки из вязкого ударостойкого чугуна с шаровидным графитом (рис.1, а);

– по второму варианту литейную форму заливают исходным чугуном, склонным к кристаллизации с выделением графита с модифицированием в реакционных камерах двух отдельных потоков – одного сфероидизирующим модификатором для формирования вязкой ударостойкой части отливки, а другого – карбидостабилизирующим модификатором с целью кристаллизации другой ее части из твердого износостойкого белого чугуна (рис.1, б);

– по третьему варианту литейную форму заливают исходным чугуном, склонным к кристаллизации с отбелом (БЧ), через первую литниковую систему, подводящую металл непосредственно в полость литейной формы для формирования твердой износостойкой рабочей части с последующей доливкой формы тем же расплавом через вторую независимую от первой литниковую систему, включающую реакционную камеру со сфероидизирующим модификатором, для кристаллизации высокопрочного чугуна с шаровидным или вермикулярным графитом в другой части отливки (рис.1, в);

– по четвертому варианту исходный чугуны, склонный к кристаллизации с выделением графита, пропускали через реакционную камеру первой литниковой системы с карбидостабилизирующим модификатором, с последующей доливкой литейной формы через вторую независимую от первой литниковую систему с реакционной камерой со сфероидизирующим модификатором (рис.1, г).

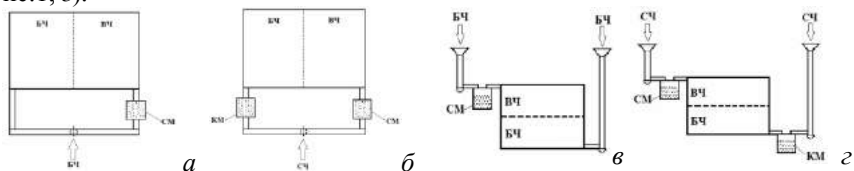


Рисунок 1 – Схема технологических вариантов получения отливок типа горизонтальная плита и брусок (а, б) и вертикальная плита и брусок (в, г)

отливок из белого (БЧ) и высокопрочного (ВЧ) чугунов на базе исходного белого (БЧ) или серого (СЧ) чугунов, с частичным модифицированием металла в литейной форме сфероидизирующим (СМ) или/и карбидостабилизирующим (КМ) модификаторами

В качестве объекта исследования в работе выбраны горизонтальная и вертикальная плиты размером 240×240×30 мм, которые моделируют промышленные детали – зуб ковша экскаватора, рабочие детали дробилок, детали для обработки грунта, ножи для резки бумаги, резины и т.п. Масса экспериментальных отливок составляла 10±0,2 кг.

Несмотря на сравнительную простоту предлагаемых и исследуемых технологических вариантов первые лабораторные опробования показали

отрицательные результаты. Вместо ожидаемых отливок с дифференцированной структурой и свойствами не зависимо от температуры и скорости заполнения полости формы расплавами они кристаллизовались с однородной структурой и свойствами по всему их объему.

Гидродинамическое перемешивание разных (разнородных) потоков при заливке форм жидким металлом и последующее конвективно-диффузионное перераспределение в жидко-твердом сплаве элементов-модификаторов из одной их части в другую приводило к нивелировке и усреднению структуры и свойств чугуна по всему объему отливок.

Проблему предотвращения гидродинамического перемешивания и перераспределения элементов при изготовлении отливок с дифференцированной структурой и свойствами типа горизонтальная плита, получаемых путем заливки расплава через общую литниковую систему (рис. 1, а, б) разрешили установкой в полость литейной формы разделительной перегородки из листовой оцинкованной стали.

Установлено, что дифференциация структуры и свойств в данных отливках достигается при использовании листовой оцинкованной стали толщиной 1,0...1,5 мм при температуре заливки исходного расплава чугуна $1480 \pm 20^\circ\text{C}$.

При таких режимах литья в одной из частей отливки формируется белый чугун с включениями цементита и ледебурита в перлитной металлической основе (рис. 2, б), а в другой ее части – высокопрочный чугун с шаровидным графитом в перлитно-ферритной металлической основе (рис. 2, в).

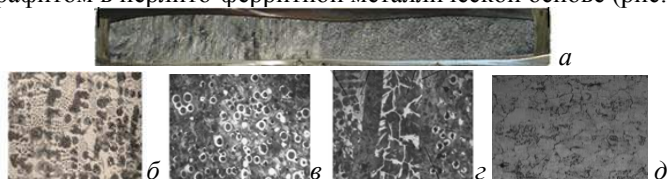


Рисунок 2 – Макроструктура излома отливки горизонтальная плита (а) и микроструктура левой (б), правой (в) и переходной зоны с плотным соединением чугуна и стальной перегородки (з), а также исходной оцинкованной стали (д) перед установкой в литейную форму ($\times 100$)

Между частями отливки формируется переходной слой, в котором наблюдается образование структуры, состоящей из остатков стальной перегородки и обезуглероженной зоны между чугунами и перегородкой (рис. 2, з).

Обезуглероженная зона формируется в результате диффузии углерода из близлежащих слоев чугуна в стальную перегородку, что приводит к формированию карбидной сетки вокруг перлитной структуры. Причем ферритная исходная структура стальной перегородки (рис. 2, д) трансформируется в перлитно-цементитную структуру заэвтектоидной стали.

Проблему несмешивания разнородных чугунов при изготовлении двухслойных отливок типа вертикальная плита, получаемых путем заполнения формы исходным чугуном через независимые друг от друга литниковые системы, разрешили паузой во времени между двумя этапами заливки формы.

Установлено, что дифференциация структуры и свойств в отливках такого типа достигается временной паузой между заливками через автономные литниковые системы в 30...120 с. При этом толщина нижнего слоя двухслойной отливки увеличивается с увеличением времени выдержки между этапами заливки.

В структуре чугуна нижней части отливки наблюдается образование дендритов первичного аустенита, между которыми располагается ледебуритная эвтектика (рис. 3, в). Структура чугуна верхней части отливки состоит из включений графита правильной шаровидной формы в перлитно-ферритной металлической основе (рис.3, а).

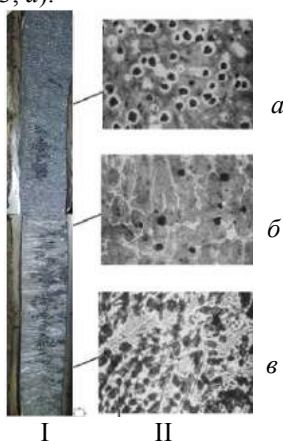


Рисунок 3 – Макроструктура отливки вертикальная плита (I) и микроструктура (II) верхней (а), переходной (б) и нижней (в) ее частей ($\times 100$)

Между верхней и нижней частями отливки формируется переходная зона из половинчатого чугуна со структурой, состоящей из включений графита вермикулярной и шаровидной формы, цементита и ледебурита в перлитной металлической основе (рис. 3, б).

Формирование переходной зоны в отливках вертикальная плита происходит за счет подплавления затвердевшей поверхности нижнего слоя отливки расплавом, который заполняет верхнюю часть полости формы. В результате в контактной зоне чугунов нижней и верхней части отливки происходит их смешивание.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. Каричковский П.Н., Шинский И.О., Клименко Л.М. Способы повышения технического ресурса, эксплуатационной надежности рабочих органов дробильно-размольного оборудования / Металл и литье Украины. – 2009. – №7-8. – С.56–60.
2. Тахиров А.А., Гущин Н.С., Нуралиев Ф.А. Изготовление мелющих элементов оборудования для приготовления асфальта / Литейное производство. – 2013. – №7. – С.2–5.
3. Габеев А.В., Сухов А.В., Филиппов Г.А. Специальный модифицированный легированный чугун для фрикционного клина тележек вагонов / Литейное производство. – 2014. – №4. – С.2–4.
4. Мирзоян Г.С., Цыбров С.В. Центробежное литье композитных валков из труднодеформируемых сплавов / Литейное производство. – 2015. – №1. – С.34–38.
5. Ширяев В.В. Технологические особенности производства биметаллических (многослойных) отливок повышенной износостойкости / В.В. Ширяев, О.А. Пеликан, И.О. Шинский, Д.В. Глушков, Ю.Н. Романенко // Металл и литье Украины. – 2009. – №7-8. – С.52–55.
6. Лейбензон В.А. и др. Затвердевание металлов и металлических композиций / Учебник для высших учебных заведений. – Киев. Наукова думка. – 2009. – 410 с.
7. Фесенко М.А. Внутриформенное модифицирование для получения чугунных отливок с дифференцированными структурой и свойствами / М.А. Фесенко, А.Н. Фесенко, В. А. Косячков // Литейное производство. – 2010. – №1. – С.7–13.

УДК 621.742

Кузовов О.Ф.¹, Малий О.В.², Горюшкін Д.В.³

¹ канд. техн. наук, доцент ЗНТУ, Запоріжжя

² інженер ТОВ «Союз», Запоріжжя

³ магістрант ЗНТУ, Запоріжжя

НОВА ТЕХНОЛОГІЯ ВІДЛИВКИ БРОНЕЙ КОНУСНИХ ДРОБАРОК

Виробництво виливків броней конусних дробарок на всіх вітчизняних заводах виконується за однією і тією ж схемою: велика основа пустотілого зрізаного конуса, та відповідно, товста стінка знизу. Це зумовлене оптимальною трудоемністю формування, але суперечить принципу спрямованого твердіння. Розташування надливів тільки на одному верхньому рівні сприяє обов'язковому виникненню концентрованої усадкової раковини в нижній

(робочій) частині броні. Раковина розташовується у вигляді кільцевого зрізаного конуса, у центрі перерізу стінки виливка. Внаслідок осьової нещільності спостерігалось зламання шматків металу з тіла броні під час експлуатації, при наближенні зношеного шару до центру зрізу стінки. Розроблена нова схема живлення таких виливків, яка передбачає розташування надливів на двох рівнях – верхньому – №1 та нижньому – №2. Механізм роботи надливів для виливка «Броня нерухома» наступний: верхні надливи №1 забезпечують живлення об'єму виливка, що утворений шарами затверділого металу з двох сторін. Товщина такого затверділого шару дорівнює половині товщини стінки виливка у місці встановлення надливу №1.

Надливи №1 працюють до тих пір, доки не затвердіє стінка у місці встановлення цих надливів. Для виливка «Броня нерухома» вона дорівнює 50мм. Надливи №2 до цього часу не працюють, і залишаються заповненими металом від надливу №1, як сполучені судини. Усадкою в надливі №2 можна знехтувати.

Після твердіння з усіх боків виливка шарів у 25мм, надливи №1 припиняють свою роботу, через затверділу у місці їх встановлення стінку. Починають працювати надливи №2 (8 шт. – за кількістю вушків у конструкції виливка). На їх долю належить об'єм у центрі зрізу стінки виливка. Цей об'єм розраховується, як об'єм виливка за виключенням об'єму затверділого шару із зовнішньої та внутрішньої поверхонь, товщиною 25мм (половина товщини стінки у верхній частині зрізу виливка).

Нова технологія пройшла апробування на виливку «Броня нерухома» на підприємстві «Ремкомунелектротранс», м. Донецьк. Характеристика виливка згідно креслення: нижній зовнішній діаметр – 1260, висота – 750мм; товщина стінки за нижнім діаметром – 100, за верхнім – 50мм; маса деталі – 3100кг.

Для виливка «Броня нерухома» визначені наступні параметри: маса виливка з припусками на механічну обробку $G_{\text{відл.}} = 3250\text{кг}$; маса металу, що живиться надливами №1 - $G_{\text{відл. 1.}} = 2676\text{кг}$; маса металу на доливання надливів №1 – $G_{\text{дол.}} = 231\text{кг}$.

Принциповою ознакою нової технології є використання додаткових надливів №2, для живлення нижньої потовщеної частини виливка. Надливи екзотермічні, легковідокремлювані, типу SL–ПК. Головні надливи №1 верхнього ярусу – відкриті циліндричні, бокового живлення, екзотермічні у кількості 4шт., з урахуванням доливки в процесі кристалізації. Для зменшення об'єму формувальної суміші використана верхня опока ступеневої конструкції. У нижній опці (піддоні) використаний пустотілий каркас, заповнений коксом.

Відсутність усадкових раковин під додатковими надливами №2 нижнього ярусу свідчить про ефективність нової технології.

УДК 621.74.002.6:669.131.7

Иванова Л.Х.¹, Щепакин Д.А.²

¹д-р техн. наук, профессор, НМетАУ, Днепр

² студент, НМетАУ, Днепр

ВЛИЯНИЕ ГАДОЛИНИЯ НА ПРОЦЕССЫ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ В ВАЛКОВЫХ ЧУГУНАХ

Основными причинами, которые сдерживают широкое применение высокопрочного чугуна в практике отечественного литейного производства, является нестабильность модифицирующего эффекта, ухудшение санитарно-гигиенических условий в литейном цехе при обработке расплавов металлическим магнием, а также как показал анализ эксплуатационной стойкости валков, стойкость чугунных валков остается низкой, в основном, из-за отсутствия современных эффективных технологий.

Целью работы было исследование влияния гадолиния на микроструктуру белых и серых валковых чугунов.

Результаты исследования. Для модифицирования чугунных расплавов использовали гадолиний с содержанием примесей 0,29%. В исследуемом диапазоне присадок (0,2–1,6%) в белых и серых чугунах коэффициенты усвоения гадолиния были в интервале 47,5–60,3%.

Микроструктура белых чугунов. Исследования проводили на доэвтектических чугунах, выплавленных на постоянной шихте.

Образец из белого немодифицированного чугуна после кристаллизации со скоростью охлаждения 5,5 град/с имел структуру доэвтектического белого чугуна: дендриты аустенита были окружены ледебуритной эвтектикой сотового типа с микротвердостью H507510 МПа. Эвтектоидное превращение аустенита проходило с образованием троостита, микротвердость которого была 3880 МПа (табл. 1), редко встречались участки пластинчатого перлита.

Таблица 1– Металлографический анализ белых чугунов

Среднее содержание $Gd_{ост}$, %	Количество структурных составляющих, %					Микротвердость, МПа		
	феррит	перлит	карбид	карбид+ ледебурит	ледбурит	перлит	карбид	ледебурит
–	–	24,0	–	–	76,0	3880	–	7510
0,020	–	34,5	–	65,5	–	3880	7790	7120
0,190	–	86,1	13,9	–	–	4640	7760	–
0,900	–	82,1	17,9	–	–	4990	7790	–
1,446	–	83,3	16,7	–	–	5120	6870	–

В первичной структуре чугуна с остаточным содержанием 0,020% гадолиния дендриты аустенита занимали 34,5%, остальные 65,5% приходились на ледебурит и цементит, являвшийся продуктом раздельной кристаллизации эвтектических фаз. В чугунах с остаточным содержанием гадолиния 0,190; 0,900 и 1,446 % при эвтектической кристаллизации происходило полное разделение фаз, и первичная структура состояла из дендритов аустенита и цементита. Вторичный цементит при дальнейшем охлаждении после затвердевания выделялся из аустенита в виде тонких пластин. Эвтектоидное превращение аустенита при малом содержании гадолиния приводило к образованию тонкого перлита с микротвердостью 3880 МПа. С увеличением содержания гадолиния в чугуне микротвердость перлита возрастала, в структуре образовывался троостит, микротвердость которого достигала 5120 МПа.

Микроструктура серых чугунов. Немодифицированный чугун заэвтектического состава при охлаждении со скоростью 0,1 град/с кристаллизовался серым, первичной фазой в этих сплавах кристаллизовался графит. Общая площадь его в исходном немодифицированном чугуне по данным количественного анализа составляла 5,3% площади шлифа (табл. 2). Графит характеризовался баллами ПГф1–ПГд180–ПГр5 ГОСТ 3443–87. По границам аустенито-графитных колоний располагались небольшие участки цементита, количество которого не превышало 2%. Эвтектоидное превращение проходило двумя путями: $A \rightarrow \Gamma + \Phi$ и $A \rightarrow \Psi + \Phi$. Эвтектоидный графит наслаивался на эвтектическом, новых включений не было обнаружено. Феррит в количестве 28,6% окружал графит. Перлит имел строение, соответствующее баллу Пд1,4.

Таблица 2 –Металлографический анализ серых чугунов

Среднее содержание $Gd_{ост}$, %	Количество структурных составляющих, %				Микротвердость, МПа		
	графит	феррит	перлит	карбид	перлит	феррит	карбид
–	5,3	28,6	64,1	2,0	2600	1480	8090
0,021	9,0	81,0	9,2	0,8	2170	1470	9090
0,152	8,1	34,8	55,8	1,3	2720	1750	9660
0,356	7,8	18,6	67,9	5,7	2870	1660	10070
0,650	4,8	–	58,8	36,4	2720	–	8250

Кристаллизация чугуна, содержащего 0,021 % гадолиния (присадка 0,2 % по массе), приводила к образованию доэвтектического серого чугуна. Графит имел пластинчатую завихренную форму и характеризовался баллами ПГф2–ПГд45...ПГд180–ПГр3. Матрица чугуна была ферритной (81%) с небольшим количеством перлита (9,2%), располагавшегося по периферии графито-аустенитных колоний. Перлит имел строение, соответствовавшее баллу Пд1,0. В перлитных участках по границам эвтектических колоний распола-

гались невеликі цементитні кристали. С збільшенням концентрації гадолінія зростало кількість карбидної фази, форма графітних включень змінювалась від вермикулярної до сферичної, зменшувалося кількість ферриту, крім того, мікротвердість матриці і карбидів підвищувалась. При вмістах гадолінія 0,152...0,650% (присадка 0,4 -1,6% по масі) евтектичний розпад проходив двома шляхами: $\text{Ж} \rightarrow \Gamma + \text{А}$, причому графіт набував сферичну форму (балл ШГФ4), і $\text{Ж} \rightarrow \text{Ц} + \text{А}$. В результаті другої реакції утворювалися ділянки з структурою пластинчастої цементито-аустенитної евтектики. Максимальна кількість карбидної фази 36,4% була отримана при залишковому вмісті гадолінія 0,650%. Перетворення аустеніта в модифікованому гадолінієм чугуні після затвердіння проходило з утворенням тонкого перліта балла ПД0,5, в будові якого спостерігалася незначительна аномальність балла Па1.

Висновки. 1. В інтервалі досліджуваних концентрацій гадолінія модифікування білого чугуна забезпечувало зміну типу карбидної евтектики і дисперсності перліта. Найбільше змінення структури модифікованого чугуна спостерігалося при залишкових вмістах гадолінія 0,190% і більше. Підвищення дисперсності і мікротвердості перліта, пластинчасте строєння карбидної евтектики повинні сприяти підвищенню вимогостійкості і міцності білого валкового чугуна.

2. Мала присадка гадолінія ($Gd_{\text{ост}} 0,021\%$) в сірий чугун сприяла різкому збільшенню в структурі кількості ферриту і утворенню пластинчастого графіта. С збільшенням присадки гадолінія ($Gd_{\text{ост}} 0,152\text{--}0,650\%$) в структурі був тільки сферичний графіт. Кількість ферриту при збільшенні залишкового вмісту гадолінія більше 0,021% зменшувалося, а при максимальній його присадці ($Gd_{\text{ост}} 0,650\%$) ферриту не виявляли, різко збільшувалося кількість евтектичних карбидів і кардинально змінювалась їх структура.

УДК 621.742

Лютій Р.В.¹, Люта Д.В.¹, Скірденко М.В.²

¹ канд. техн. наук, доцент КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ

² аспірантка КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ

МАТЕРІАЛИ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ СТРИЖНІВ – РЕЗЕРВ ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ЛИВАРНОЇ ПРОДУКЦІЇ

Ливарне виробництво було і залишається заготівельною базою для різних галузей техніки і господарства: машинобудування, енергетики, транспортної та будівельної промисловості, електроніки, суднобудування та залізничного транспорту, медицини, космонавтики, архітектури та мистецтва.

У процесах литва використовують застарілі технології і матеріали, які не дають змоги підвищення якості продукції і наближення її до вимог і потреб споживачів. Особливо актуальним дане питання виглядає в умовах майбутньої Європейської інтеграції.

Матеріали для виготовлення ливарних форм і стрижнів працюють в екстремальних умовах – вони мають витримувати високі температури та навантаження під час заливання рідкими сплавами, і тому кількість цих матеріалів дуже обмежена. Особливу роль відіграють зв'язувальні компоненти, від яких залежить міцність, хімічна та термічна стійкість, а в кінцевому підсумку якість готових литих деталей. Тому розробленню і дослідженню зв'язувальних компонентів у різний час було присвячено багато наукових робіт.

Виготовлення форм і стрижнів в Україні і світі здійснюють переважно з використанням піщано-смоляних сумішей. Активне запровадження їх до процесів формоутворення почалось із початку 80-х років, а з середини 90-х років вони майже витіснили усі інші матеріали, оскільки мають переваги у швидкості виготовлення форм і стрижнів та можливості автоматизації процесів.

Значне підвищення технологічних властивостей сумішей, однак, не призвело до суттєвого підвищення якості литва. Крім цього, у багатьох країнах світу постало питання екології подібних технологій. Дослідження шкідливих викидів, які відбуваються на етапі приготування сумішей із синтетичними смолами, виготовлення і зміцнення форм, і особливо під час заливання металом, призвело до заборони у декількох країнах використання цих зв'язувальних матеріалів або компонентів для їх синтезу (в першу чергу фурфуролу).

Пошук нових зв'язувальних матеріалів, які відповідають вимогам ливарного виробництва, наявні у значних кількостях та є екологічно безпечними, – це актуальне завдання, якому присвячено комплекс наших досліджень.

За останні роки на кафедрі ливарного виробництва КПІ ім. Ігоря Сікорського розроблено ряд неорганічних зв'язувальних компонентів, які являють собою солі фосфорних кислот у поєднанні із катіонами натрію, калію, алюмінію, марганцю, кремнію та цирконію. Вирішено ряд наукових і практичних питань:

- вперше синтезовано фосфатні зв'язувальні компоненти як результат хімічної взаємодії вогнетривких наповнювачів (кварцу, циркону, алюмосилікатів) з ортофосфорною кислотою, досліджено їх структуру та властивості. Стрижні, виготовлені з використанням таких матеріалів, перевірено в умовах контакту з рідким металом (чавун, сталь) і показано їх високу хімічну та термічну стійкість;

- вперше досліджено умови взаємодії ортофосфорної кислоти із солями інших неорганічних кислот та в результаті практично реалізовано синтез фосфатних зв'язувальних компонентів за цією схемою. Вони також мають комплекс властивостей, необхідних для використання у ливарних стрижнях;

– вперше синтезовано натрій- та калійфосфатні зв’язувальні матеріали як результат прямої взаємодії ортофосфорної кислоти з їхніми неорганічними солями. До цього часу внаслідок високої активності лужних металів та їх простих сполук це вважалося неможливим, окрім раніше відомих поліфосфатів, схема утворення яких значно відрізняється, і її неможливо реалізувати у складі стрижневої суміші. Сполуки цього класу мають цінну властивість – розчинність у воді, що може значно розширити їх область застосування у технологіях лиття;

– розроблено комплексні зв’язувальні матеріали, які за мінералогічним складом являють собою поєднання сульфатів і фосфатів металів (алюмінію або марганцю) та забезпечують високу термічну і хімічну стійкість ливарних стрижнів і мінімальну роботу вибивання їх із внутрішніх порожнин виливків із залізобетонних сплавів.

Як підсумок проведеної наукової та експериментальної роботи, ми пропонуємо нові суміші на основі широко доступних та екологічно безпечних матеріалів для виготовлення ливарних стрижнів, які за функціональними властивостями не поступаються сучасним аналогам.

УДК 621.74

Лук’яненко І.В.¹, Фесенко М.А.², Кошіль А.В.³, Погребняк І.О.³

¹ асистент КПП ім. Ігоря Сікорського, Київ

² канд. техн. наук, доцент КПП ім. Ігоря Сікорського, Київ

³ студент КПП ім. Ігоря Сікорського, Київ

ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСУ ВИГОТОВЛЕННЯ ЗНОСОСТІЙКИХ ДВОШАРОВИХ ЧАВУННИХ ВИЛИВКІВ

В металургійній, енергетичній, гірничодобувній, цементній галузях промисловості широко використовуються деталі машин та механізмів, які працюють в умовах зношування.

З аналізу літературних та практичних даних встановлено, що економічно вигідним є виготовлення таких деталей з диференційованою структурою та властивостями із чавуну.

Серед відомих способів виготовлення чавунних виливків з диференційованими структурою та властивостями одними з найперспективніших є технології їх виготовлення методами лиття, які частіш за все засновані на послідовному заливанні розплавів різного хімічного складу [1, 2], що є головними недоліком цих технологій.

В роботі відпрацьовується технологія виготовлення виливків в одній частині зі зносостійкого білого чавуну, а в іншій – з сірого чавуну з одного вихідного розплаву, яка усуває перелічені недоліки.

Сутність технології полягає в поетапному заливанні ливарної форми одним вихідним розплавом чавуну, схильним до кристалізації за метастабільною системою через дві незалежні ливникові системи з витримуванням у часі між заливаннями. Через першу ливникову систему чавун потрапляє безпосередньо до порожнини ливарної форми, а в другій ливниковій системі вихідний розплав піддається внутрішньоформовому графітизувальному модифікуванню в реакційній камері [3].

В експериментах в якості об'єкту дослідження обрано виливка типу брусок розмірами 240×120×50 мм, який імітує промислові виливки типу бронфутеровальна плита, робочі елементи дробарок тощо.

В результаті багаточисельних експериментів досліджено технологічні параметри лиття, які впливають на процес диференціації структури та властивостей виливків такого типу за запропонованою технологією, а саме температура заливання, час витримування між порціями розплаву, які заповнюють порожнину форми, тип та кількість графітизувального модифікатора.

За визначеними оптимальними режимами лиття було отримано виливок з поєднанням шарів білого чавуну в нижній частині та сірого чавуну у верхній її частині (рис. 1).



Рисунок 1 – Макроструктура зламу двошарового виливка

Металографічним аналізом встановлено, що в нижній частині виливка формується перліто-цементитна мікроструктура (рис. 2, а), а у верхній частині – перліто-феритна структура з вкраплинами графіту пластинчастої форми (рис. 2, б).

При цьому між цими частинами формується перехідний шар, мікроструктура якого складається з включень графіту в перліто-цементитній металевій матриці (рис. 2, в), що підтверджується результатами додаткових випробувань мікротвердості структурних складових цієї зони.

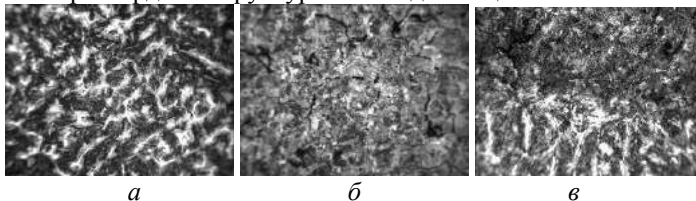


Рисунок 2 – Мікроструктура нижньої (а) і верхньої (б) частини виливка та перехідного шару (в)

Проведені дослідження підтверджують можливість реалізації запропонованої технології та свідчать про її перспективність використання для виготовлення деталей, які працюють в умовах безударно-абразивного зношування.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. Yong-chang Zhu Formation mechanism of bimetal composite layer between LCS and HCCI / Yong-chang Zhu, Zun-jie Wei, Shou-fan Rong, Hong-wei Wang, Chun-ming Zou // China foundry. – 2016. – Vol.13 No.6. – P. 396-401.

2. Wenli Bian Research and Application of Dual Liquid Bimetal Composite Casting Hammer / Wenli Bian, Shoufan Rong, Yongchang Zhu, Haitao Zhou // Applied Mechanics and Materials. – 2013. – Vols. 271-272. – P. 268-271.

3. Патент №27681 U200707328, B22D27/00. Спосіб виготовлення виливків з диференційованими властивостями / Фесенко М.А., Косячков В.О. Фесенко А.М. – Заявл. 02.07.2007; опубл. 12.11.2007, Бюл.№18, 2007.

УДК 621.745.55

Ямшинський М.М.¹, Федоров Г.Є.¹, Ковальчук О.Г.²

¹ канд. техн. наук, доцент НТУУ «КПІ», Київ

² аспірант, асистент НТУУ «КПІ», Київ

ДОСЛІДЖЕННЯ ОКАЛИНОСТОЇКОСТІ ЛЕГОВАНОГО ШАРУ

Аналіз експлуатації значної кількості литих деталей машин і механізмів, що працюють в умовах інтенсивного зносу, високих температур і агресивних середовищ (теплоенергетика, металургія і хімічна галузі тощо), показує, що технології їх виготовлення з використанням об'ємного легування не завжди себе виправдовують, а у багатьох випадках і шкідливі, оскільки лише невелика товщина таких деталей зношується, окиснюється або ушкоджується. Це призводить до невиправданих витрат дорогих високолегованих сплавів.

До деталей сучасних машин і механізмів пред'являються підвищені вимоги щодо твердості, стійкості проти корозії і ерозії в різних агресивних середовищах тощо. Більшість таких деталей виготовляють з використанням литих виливків. Термін служби окремих литих деталей значною мірою визначають надійність машин і їх продуктивність.

Перспективним напрямом розвитку технології отримання виливків із диференційованими властивостями є поверхнєве легування, яке полягає в застосуванні фарб і паст, що наносять на поверхню ливарної форми і заливають середньовуглецевим розплавом.

Авторами досліджені процеси жаростійкого поверхневого легування з використанням деяких феросплавів. Такі дослідження дали позитивні результати і підтвердили доцільність використовування феросплавів як наповнювачі легуючих покриттів.

Не дивлячись на обширні відомості по застосуванню поверхневого легування для литих деталей, питання про жаростійке поверхнєве легування залишається маловивченим.

Для дослідження процесів жаростійкого поверхневого легування вибрані порошки ферохрому ФХ200 фракції 0,1 мм і алюміній фракції 0,5 мм, оскільки хром і алюміній найбільшою мірою сприяють підвищенню окислостійкості сплавів на основі заліза.

Встановлено, що зміна змісту алюмінію в легуючому покритті суттєво впливає на товщину легованого шару. При підвищенні його в покритті від нуля до 50% за об'ємом товщина легованого шару зменшується у багато разів. При невеликому вмісті алюмінію в покритті основу складає порівняно тугоплавкий порошок ферохрому і поверхнєве легування проходить, мабуть, внаслідок капілярного проникнення рідкого металу в пори легувального покриття. Проте, з причини того, що пори покриття заповнені дрібнодисперсним порошком алюмінію, який перешкоджає проникненню в них металу, має меншу температуру плавлення, ніж хром, і забирає значну кількість тепла, товщина легованого шару зменшується і досягає мінімуму при співвідношенні хрому і алюмінію 50:50 % за об'ємом.

Механізм поверхневого легування в цьому випадку полягає в інтенсивному розплавленні алюмінію, змішуванні його з основою металу при одночасному протіканні дифузійних процесів. Розподіл хрому в поверхневому шарі при цьому більш рівномірний, структура близька до гомогенної.

Застосування легувальних покриттів, що складаються з окремих порошоків (алюмінію або ферохрому), сприяє отриманню легованого шару максимальної і однакової товщини. Мікротвердість поверхневого шару при цьому стабільна.

Дослідження окислостійкості легованого шару проводилося в середовищі повітря протягом 10 і 100 год. Результати випробувань приведені на рис. 1 Випробування проводили за температури 1000°C.

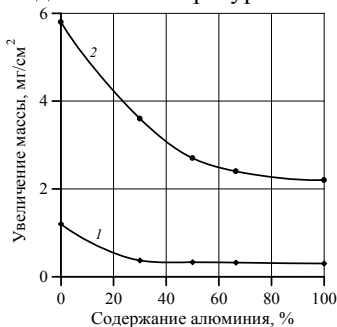


Рисунок 1 – Зміна окислостійкості легованого шару залежно від вмісту алюмінію в легувальному покритті 1000°C:

1 – витримка 10 годин; 2 – витримка 100 годин.

Як видно окислостійкість легованого шару на порядок вище за окислостійкість вуглецевої сталі. Це підтверджує можливість і доцільність процесу поверхневого легування.

Кращі захисні властивості має легований шар, одержаний при нанесенні легувального покриття на основі ферохрому, оскільки утворюється на поверхні зразка при високих температурах окисна плівка Cr_2O_3 є щільнішою і важче відшаровується від поверхні. Додатки алюмінію викликають утворення комплексної плівки, до складу якої входять оксиди Al_2O_3 з меншою здібністю до утримування поверхні зразка і можуть періодично відшаровуватися від поверхні, сприяючи утворенню новим оксидам алюмінію.

Легуюче покриття на основі порошку алюмінію забезпечує отримання легованого шару достатньої товщини з рівномірним розподілом легувального елемента, проте окислостійкість такого шару нижче, хоча і залишається високою. Тому виливки з таким легованим шаром можуть тривало працювати лише за температури до 900°C .

Легувальні покриття на основі хрому і алюмінію не забезпечують отримання легованого шару достатньої для експлуатації і високих температурах товщини з рівномірним розподілом в ньому легувальних елементів.

Отже, необхідні дослідження по впливу на товщину поверхнево легованого шару інших співвідношень хрому і алюмінію, інших складів покриттів, фракцій початкових матеріалів, особливе нанесення і товщини легуючих покриттів, температурних режимів заливки і охолодження.

Після заливання форм з температури 1560°C одержаний легований шар з середньою товщиною 260 мкм. Розподіл легувальних елементів в легованому шарі рівномірний, про що свідчить мікротвердість шару на різних відстанях від межі розділу легований шар – основний метал. Структура легованого шару є легований хромом і алюмінієм ферит з плавним зменшенням вмісту легувальних елементів до межі розділу.

Проте товщина легуючого шару недостатня, мабуть, через низьку для цього легувального покриття температуру заливання.

Таким чином, застосування легувальних покриттів на основі лігатури хром-алюміній-залізо є перспективним для отримання легованого шару, що має високу окислостійкість, але вимагає вищої температури перегрівання металу перед заливанням у форми. Такий метод може бути використаний для отримання легованого шару на виливках, що виготовляють із сталей і вміщують знижену кількість хрому (18...20 %).

СЕКЦІЯ «КОЛЬОРОВЕ ЛИТВО ТА СПЕЦМЕТАЛУРГІЯ»

УДК 621.746.6:669.046.516.4:669.715

Доценко Ю.В.¹, Селівьорстов В.Ю.², Доценко Н.В.³, Селівьорстова Т.В.¹

¹ канд. техн. наук, доцент, НМетАУ, Дніпро

² д-р техн. наук, професор, НМетАУ, Дніпро

³ аспірант, НМетАУ, Дніпро

ВПЛИВ МОДИФІКУВАННЯ ТА ТИСКУ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ВИЛИВКА ІЗ СПЛАВУ АК7

Найбільш високі і стабільні по перетину виливків властивості звичайно досягаються при отриманні однорідної і дрібнозернистої структури. Чим дрібніші розміри первинних кристалів, тим вище ряд важливих експлуатаційних і технологічних властивостей виливків. Тому ливарники найчастіше прагнуть до отримання найбільш дрібнозернистої і однорідної структури металу. Одним з найбільш поширених засобів досягнення цієї мети є модифікування [1–3].

Для підвищення якості вилівка «Крильчатка» проводили модифікування TiCN в кількості 0,01 % від маси розплаву. Ультрадисперсний модифікатор TiCN вводили у розплав при температурі 680 °С за допомогою «колокольчика».

Технологія модифікування TiCN дозволяє:

- істотно підняти якість лиття;
- зменшити газову шпаристість і підвищити щільність виливків.
- підвищити механічні властивості виливків.
- проводити термообробку виливків.

Таблиця 1 – Механічні властивості й щільність литих сплавів
(швидкість поршня 40 м/с)

Сплав	Заливання	Межа міцності на розтягання МПа	Максимальне подовження, %	Твердість НВ	Щільність, г/см ³
АК7	Без модифікатора	235	3,2	78	2,715
	З модифікатором	276	6,0	80	2,736

Ефект досягається за рахунок того, що при модифікуванні, як правило, можна знизити швидкість поршня й зменшити ерозію прес-форми.

За рахунок різкого зменшення газової шпаристості виливків при застосуванні технології модифікування з'являється можливість проводити термообробку виливків зводячи до мінімуму ризик утворення раковин.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. Немененок, Б.М. Теория и практика комплексного модифицирования силуминов [Текст] / Б.М. Немененок - Мн. Технопринт, 1999. – 272 с.
2. Возможность использования комплексного модификатора длительно-го действия на основе нанопорошков длительно-го действия для повышения качества отливок из алюминиевых сплавов [Текст]: Новые материалы и технологии в машиностроении–2005. Сб. трудов IV Международной научно-технической конференции. / Брянск: БГИТА – 2005.– С. 17 –23.
3. Селиверстов, В.Ю. Перспективы применения комбинированных способов управления структурообразованием литого металла [Текст] / В.Ю. Селиверстов, Ю.В. Доценко / Вісник ДДМА. – 2009. – № 1 (15). – С.267–273.

УДК 669.187.56

Парахневич Є.М.

канд. техн.наук, доцент ЗНТУ, Запоріжжя

ОСОБЛИВОСТІ ТЕХНОЛОГІЇ ВІДНОВЛЕННЯ ДЕТАЛЕЙ ЕЛЕКТРОВОЗІВ МЕТОДОМ ЕШН

Проблема вторинного використання деталей, що вийшли із ладу, стоїть досить гостро для машинобудівної галузі України. Однією з ефективних технологій відновлення зношених деталей є технологія, яка базується на електрошлаковому наплавленні (ЕШН). Використання цього методу особливо перспективне для відновлення деталей рухомого складу залізничного транспорту.

Під час експлуатації електровозів із ладу виходить лише частина деталі, маса якої складає (10...12) % від загальної маси деталі. Роботу відновлених деталей, їх робочий ресурс, експлуатаційну надійність в деяких випадках лімітує якість зони сплавлення та зон термічного впливу. Тому в початковий період електрошлакового наплавлення необхідно чітко дотримуватися режиму наплавлення.

Експериментальні плавки проводили на установці для електрошлакового відновлення, створеної на базі апарату для зварювання пластинчастим електродом А – 550У і трансформатора для зварювання ОСУ – 80/0,5.

Технологія електрошлакового наплавлення розроблена на кафедрі «Машини і технологія ливарного виробництва» Запорізького національного технічного університету [1, 2].

Підготовлені деталі встановлювали на спеціальний стіл, який електрично з'єднаний із джерелом живлення. На деталь встановлювали оснащення (електроконтактний елемент, затравку, витратний опір) [3]. Перетин витратного електрода підбирали в залежності від розміру частини деталі, яку відновлювали. Місце контакту витратного електрода з витратним опором засипали порошкоподібним флюсом АНФ – 6.

Процес відновлення деталей відбувається за схемою, яка представлена на рисунку 1.1. Наплавлення проводили у стик, тому що такий спосіб є економічно ефективним способом відновлення деталей. Важкість використання цього способу полягає в тому, що в початковий період процесу (процесу розводки) необхідно отримати якісне з'єднання основного металу з наплавленим [4, 5]. Це досягається за умови розплавлення металу основи деталі по всьому перетину кристалізатора.

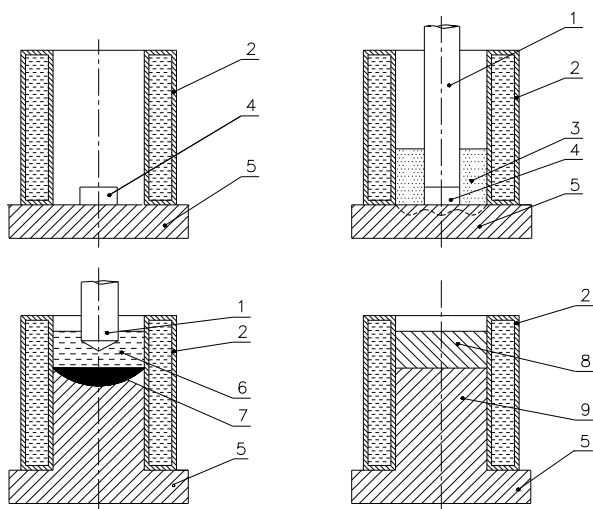


Рисунок 1.1 – Схема відновлення деталей

1 – витратний електрод; 2 – мідний кристалізатор; 3 – флюс; 4 – витратний опір;
5 – підкладка; 6 – рідкий флюс; 7 – металева ванна; 8 – шлакова шапка;
9 – наплавлена частина.

Якісне оплавлення всього перетину кристалізатора можливе на максимальній силі струму, яка розрахована для даного перетину. В результаті досягається висока якість зони сплавлення та зон термічного впливу.

Таким чином, метод електрошлакового відновлення деталей електро-
возів дозволяє знизити у десять разів вартість деталі, значно скорочує час
ремонту деталей, які після відновлення працюють у 1,5–2 рази довше за нові
деталі із-за високої якості електрошлакового металу наплавлення.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. Петруша Ю.П. Разработка и внедрение технологии электрошлакового
восстановления отработанных деталей железнодорожного транспорта: дис.
... канд. техн. наук: 05.02.01 / Петруша Юрий Петрович. – Запорожье, 1989. –
225с.

2. А. с. № 1686843 А1 СССР, С22В 9/187. Устройство для электрошла-
кового восстановления деталей / П.С. Киреев, Б.С. Сперанский, Ю.П. Петру-
ша, А.П. Мартыненко, Н.П. Заика, В.М. Сирица (СССР). – №4767113/02;
заявл. 11.12.89; не публик.

3. Електрошлаковий процес, обладнання, технологія: зб. наук. праць /
Луньов В.В., Парахневич Є.М., Петруша Ю.П. [и др.] – Запоріжжя: ЗНТУ,
2003. – 56 с.

4. Якісні показники властивостей металу деталей, відновлених електро-
шлаковим методом: зб. наук. праць за матеріалами ІХ міжнар. наук. – техн.
конф., 18 – 22 вересня 2000 р., / відп. ред. Луньов В.В. – Запоріжжя: ЗДТУ,
2000. – 112 с.

5. Парахневич Є.М. Особливості технології відновлення деталей електро-
шлаковим методом / Є.М. Парахневич, Ю.П. Петруша, В.В. Луньов // Нові мате-
ріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2003. – №1. – С. 60 – 62.

УДК 669.715:621.785

Skuibida O.L.

canf. of techn. sciences, docent, ZNTU, Zaporizhzhya

ENVIRONMENTAL AND OCCUPATIONAL SAFETY PROBLEMS OF ALUMINIUM ALLOYS PRODUCTION AND PERSPECTIVE TECHNOLOGIES FOR RECYCLING WASTES

By volumes of use aluminium takes the second place after steel today. Elec-
trolytic method of aluminum production from alumina provides output of high
quality, but is accompanied by a number of disadvantages. When alumina from
bauxite is obtained "red sludge" (solid waste based on silicates and metal oxides) is
formed. Production of one ton of aluminum oxide is accompanied by the release of
360...800 kg of sludge. Today the world has accumulated tens of millions of tons
of such waste, which cannot be recycled and are stored in significant quantities.
Obtaining of 1 ton of aluminum from ore materials about 3.0...3.5 kg of CO,
11.0...12.0 kg of NO₂, 6,5...7,5 kg C_nH_{2n+2}, 2590...2650 kg of (CO+CO₂),

2.0...2.5 kg of organic acids, 5.5...6.0 kg of carbon black etc. Nitric oxide leads to decrease of blood pressure, headaches, dizziness and other ailments. When released into the atmosphere NO_2 contributes to the destruction of the ozone layer. Hydrocarbons $\text{C}_n\text{H}_{2n+2}$ cause drowsiness, dizziness, breathing and circulation. When released to the atmosphere $\text{C}_n\text{H}_{2n+2}$ forms photochemical fog or smog. In the preparation process of aluminum fluoride and cryolite environment is polluted with gaseous HF, which is converted to a corrosive hydrofluoric acid. Participation in the biochemical processes CF_4 does not accept; its lifetime in the atmosphere is 2600...5000 years. Warming potential for CF_4 is in 6500 times bigger than that for CO_2 , which results in a strong influence on the temperature of the planet.

The level of occupational diseases of workers reaches 43.8 cases per 10,000 people, which is almost three times bigger than the level of occupational diseases in steel industry. Working conditions at workplaces in electrolysis, anodic and casting sections are regarded to the 3rd class. The risk of chronic intoxication related to toxic substances pollution of air connected with aluminum production in the area of living and working areas air is near 0.344...0.408. The total cancer risk associated with air pollution of workspaces at aluminum plant and air of the city for one person is $2,89 \cdot 10^{-5}$... $3,25 \cdot 10^{-5}$, which significantly exceeds the acceptable level of lifetime risk ($1 \cdot 10^{-5}$).

Recycling of scrape and waste permits to get rid of disadvantages of primary aluminum production and cut costs. Decreased quality of recycled aluminum alloys is connected with the significant amount of intermetallic phases, dissolved gases, nonmetallic impurities and increased porosity. The most promising direction of reducing the energy intensity of aluminum alloy production is to remove part of the technological operations from working space of furnace by use of refining and modification. According to international experience the use of ultrafine powder-based refining-modifying fluxes promotes considerable increase of mechanical and service properties of secondary aluminum alloys. As the result the level of hardness, tensile strength and plasticity of alloys meet the requirements of standards and didn't give up to primary analogues.

According to the results of research for the alloy AK5M2, the modifier for recycled aluminum alloy was developed: 10...20% Na_2CO_3 , 15...20% SrCO_3 , 12...20% SiC, 3...8% Ti, 0.5...2% C, the rest S (the patent of Ukraine No. 42653). The use of modification in comparison with the untreated state led to a decrease in the size of the macrograin of secondary alloy AK6M2, increase homogeneity and degree of structure constituents' differentiation. For additional improvement of quality of aluminum alloys made from secondary raw materials, a refining flux was developed: 25...30% NaCl, 3...10% S; 2.0...5.0% KBF_4 , 1.5...5.0% Na_2CO_3 , 1.5...5.0% SrCO_3 , 0.5...2.0% Ti, 0.5...0.8% SiC, 0.2...0.5% C; AlF_3 the rest (the patent of Ukraine No. 44463). This flux provided the removal of dissolved hydrogen and oxide impurities, and also had favorable effect on the allocation of iron-

containing phases and eutectic silicon, increasing the efficiency of modification. Heat treatment technologies that take into account the concentration of impurities are a perspective trend in production of recycled aluminum alloys and energy consumption. According to obtained results, for secondary aluminum alloys containing up to 0.5 wt. % Fe it is expedient to use the standard parameters of hardening, whereas at higher iron concentrations it is necessary to increase the dwell time up to 8 hours for Fe concentration equal to 1.2 wt.%. For alloys with the content of iron near 0.5 wt.% it is advisable to use dwell time for aging near 7 hours. For each 0.1 wt.% Fe at its concentration in the alloy more than 0.5% by weight additional 0.5 h of aging time should be provided.

Production of aluminum from ore raw materials has the negative impact on the environment, which is related to the release of harmful gases and the accumulation of solid waste. Emissions of harmful substances into the atmosphere cause the greenhouse effect, destruction of the ozone layer, acid rains, photochemical fog, etc. Employees of aluminum plants suffer from chronic lesions of the respiratory tract, musculoskeletal system, poisonings, allergies and dermatitis. The population of industrial regions with electrolytic aluminum production lives at increased risk of cardiovascular diseases and cancer. Reuse of waste products expands resource base, saves nonrenewable sources of raw materials, prevents pollution, and achieves a significant economic benefit by saving the current expenses and investments.

УДК 620. 18

Дудников О.С.¹, Камель Г.І.², Качан А.Я.³

¹ інженер ЗАК ім. О.Г. Івченко. Запоріжжя

² д-р.техн. наук, професор ЗАК ім.О.Г. Івченко, Запоріжжя

³ д-р техн. наук, професор ЗНТУ, Запоріжжя

МОДИФІКАТОР ДЛЯ ОБРОБКИ НІКЕЛЕВОГО СПЛАВУ

Робота відноситься до області металургії, а саме в кошовому або внутрішньому модифікації литва і може бути використано в ливарному виробництві.

Відоме використання в якості модифікатора, дисперсні тугоплавкі елементи [1]. Основними недоліками їх використання є швидке окислення модифікатора, погане змочування часток розчином, нестабільність отримання механічних властивостей сплаву в відливках. Це є свідомством того, що використаний в відомому патенті дисперсний порошок карбіда кремнія є дуже великим, для того щоб його частки виконували роль центрів кристалізації при формування модифіцированного чугунка. Дисперсний порошок має розмір часток в межах 0,1...1,00 мкм.

Раніше використовувався модифікатор для обробки нікелевого сплаву [2] що містить дисперсний порошок карбіда кремнія, отриманий плазмохімічним синтезом і плакований сумішю твердих вуглекиснів метанового ряду, який відрізняється тим, що він додатково містить ультра дисперсний порошок карбонітида титана, а в якості порошка карбіда кремнія – ультра дисперсний порошок карбіда кремнія, при наступних співвідношенні компонентів, мас, %:

Карбід титану 25 – 35

Карбід кремнія решта.

Недоліком цього модифікатора є в тому, що при його використанні методом точного литва партії лопаток зі сплаву ЖС6ДК–ВИ отримано:

- незначне зменшення зерна, жаротривалості, довгочасної міцності при температурі 850 С, рівномірного розподілу карбідної фази в матриці не відбулось зменшення величини зерна, низькі показники твердості, опору матеріала при ударі та пластичність при кімнатній і високій температурі;

- складність виготовлення модифікатора;

- великі витрати модифікатора;

- погана розчиняємість модифікатора в розчині розплаву;

- з модифікатора неможливо отримувати присадковий матеріал будь-якої конфігурації: брикети, стержні, суміш для виготовлення покритих електродів, керамічних флюсів будь-якої зернистості.

Нами був запропонований і удосконалений склад модифікатора шляхом використання нових елементів скріплення зерен наночастинок в крупні зернові форми, наприклад брикети, які забезпечують рівномірний розподіл наночастинок по об'єму брикету та рівномірного розподілу центрів кристалізації по об'єму зливка, що призведе до підвищення його якості при одночасному спрощенні технологічного процесу, внаслідок чого знизиться трудомісткість його виготовлення.

Була запропонована нова конструкція модифікатора в якому шляхом введення скріплюючого розчину та складу наповнювача з малих зерен (1 МКМ) до більших розмірів формується брикет. Така конструкція призведе до зменшення витрат модифікатора, покращення умов зберігання, упростити технологію вводу наночастинок в злиток, що дасть можливість спростити технологію виготовлення модифікатора, покращити умови та збільшити коефіцієнт переходу ультра дисперсних часток в злиток, в наслідок чого підвищуються фізико-механічні властивості зливка.

Поставлена задача вирішується тим, що модифікатор для одержання складнолегованого сплаву шляхом використання скріплюючого розчину рідкого скла, який забезпечує після руйнування окремих великих зерен розмірами 1,5–2,5 мм і в яких рівно розподілені ультрадисперсні нанопорошки.

Зерна нанопорошків мають малі розміри і чутливі при використанні. Пропонується їх об'єднати в крупні зерна, або брикет. Такі крупні зерна, або брикет можливо технологічно вводити в рідкий метал. Крупне зерно або

брикет в зовнішньому середовищі спочатку розеднується на ноначастини, и кожна окрема ноначастина вже виконує свої технологічні функції.

Добавка рідкого скла в суху суміш карбіда кремнія та карбонітрида тітана та його перемішування призводить до отримання рівномірного розподілу по об'єму наночастинок в крупних зернах або брикеті.. Крім того наночастини зберігають фізико-хімічні властивості при довгому зберіганні і виключають насичення їх вологою та киснем.

При використанні нового модифікатора рідке скло обумовлює краще засвоєння розплавом наночастинок для збільшення центрів кристалізації, зменшуються витрати модифікатора за рахунок виключення окислення і за рахунок покращення тепло масообміну забезпечує барботажа мікрооб'ємів розплаву утворений продуктами розкладу рідкого скла, що призводить до рівномірного розподілу центрів кристалізації по всьому злитку.

Оптимальне співвідношення рідкого скла від сухої суміші зерен порошка досягає 30–35%. Це співвідношення забезпечує в злитку велику кількість мікрооб'ємів з зародками критичних розмірів, що призводить до формування мелкзернистої структури злитка.

Запропонований модифікатор пройшов випробування при виготовленні робочих лопаток та зразків зі сплаву ЖСЗДК–ВІ по серійній технології з використанням запропонованого модифікатора.

Результати роботи показали високу ефективність використання запропонованого модифікатора в промисловому виробництві.

Обробка нікелевого сплаву запропонованим модифікатором підвищує експлуатаційні показники виробництва.

ВИСНОВКИ

1. Модифікатор для обробки нікелевого литого сплаву, що включає зерна карбіда кремнія та карбонітрида титана отримані плазмохімічним синтезом, скріплюються розчином рідкого скла при наступному вмісті компонентів, мас. %:

Карбонітрид титана 25–35

Карбід кремнія решта

Рідке скло 35% від сухої суміші.

2. Модифікатор відрізняється тим, що скріплюючим розчином може використовуватися алюмінат натрія.

3. Модифікатор відрізняється тим, що скріплюючим розчином може використовуватися колоїд фтористого кальція.

4. Модифікатор відрізняється тим, що розчин колоїда фтористого кальція або алюміната натрія складає 30...35 % від суміші всіх компоненті.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. Ав. С. №107323, 1405342, 2069703 всі С22С 35/00: Бабаскин Ю.З. Структура и свойства литой стали. – К.: Наукова думка. – 1980.
2. Патент України №17647, С22С 35/00, 1997, Бюл.№5.

РАЗРАБОТКА СПОСОБОВ МОДИФИЦИРОВАНИЯ НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА НАНОДИСПЕРСНЫМИ КОМПОЗИЦИЯМИ

Лопатки авиационных газотурбинных двигателей получают методами точного литья из никелевых жаропрочных сплавов. Для повышения качества структуры и характеристик жаро- и длительной прочности предложены технологии модифицирования расплава наномодификаторами на основе тугоплавких композиций титана полученных плазмохимическим синтезом с размерами частиц до 100 нм. В работах ВИАМ установлено [1, 2], что с увеличением размера зерна жаропрочных никелевых сплавов резко снижается их предел выносливости, сопротивление удару и пластичность.

Целью работы является: разработка способов ввода наномодификаторов в расплав.

1. Первый способ обеспечивает повышение жаропрочности, длительной прочности и стабилизацию структуры изделия, полученных нанотехнологий. Смешивание порошка модификатора с порошком металла-основы, брикетирование (прессование) на пресах и ввод в расплав методом закрепления их к термопаре во время плавки. Разработанная технология состоит из 2-х этапов. На первом этапе методом порошковой металлургии в атриторной технике смешивали порошки металла основы с порошком модификатором (карбонитрид титана Ti(CN) по ТУ У 24.6–2424050–001–2002. На втором этапе проводится брикетирование порошков на пресах. Третьим этапом является введение брикетом в жидкий расплав жаропрочного никелевого сплава.

Атриторную обработку смесей порошков проводят в три этапа. На первом этапе происходило расплющивание и размол отдельных частиц; на втором – разрушение и перестройка структуры частиц за счет холодного сваривания разнородных частиц и образование слоистой структуры; третьим этапом является истончение компонентов слоев и повышение внутренней однородности частиц. Прессование порошковой смеси производят на гидравлическом прессе с усилием 3...5 тонн на один брикет. Необходимое усилие зависит от сил трения о стенки прессформы, удельной насыпной массы порошка и его плотности. Для лучшего распределения подготовленного порошка в прессформе ее формообразующую полость смазывают нейтральной жидкостью из пульверизатора. Ввод в расплав спрессованных брикетов порошка осуществляется методом закрепления их к термопаре во время плавки

в печи УППМФЗМ. Состав спрессованного брикета: 50 % порошка Ti(CN) размером 50 нм; 32,5 % порошка Ti размером 20 мкм; 12,5 % порошка Al размером 40 мкм; 5 % Al – пудры. Брикет плакируют смесью твердых углеводородов метилового ряда. Брикет, попадая в расплав никелевого сплава, растворяется в нем и равномерно распределяется по объему расплава. Предложенная технология позволяет с минимальными потерями вводить необходимое количество модификатора и гарантировать равномерное распределение в расплаве.

2. Второй способ обеспечивает повышение жаропрочности, длительной прочности и стабилизацию структуры изделия, полученных нанотехнологий. В отличие от первого способа при изготовлении брикета в нижней части прессформы в формообразующую полость после смазки нейтральной жидкостью укладывали сотовые элементы а сверху порошковую смесь. После прессования в ячейках сотовых элементов располагались порошковая спрессованная смесь. Сотовые элементы изготавливают из фольги ЭИ 435 (Cr – 20 %; Ni – 80 %). Брикет на основе сотовых элементов обладает рядом преимуществ: 1) обеспечивает повышенную прочность изделия; 2) повышенную сопротивляемость к очислению и насыению влаги; 3) простую технологию изготовления брикета; 4) упрощается способ введения наночастиц в жидкий металл.

3. Третий способ используется при модифицировании для обработки чугуна. Формирование брикета из порошковой смеси с использованием в качестве связующего жидкое стекло. В предыдущих способах для ввода наномодификаторов в расплав использовались брикеты полученные прессованием. Нами предложен способ получения брикета с использованием в качестве связующего порошковых материалов жидко стекло. Сущность этого способа заключается в том, что в порошковую смесь добавляют 30...35 % жидкого стекла от сухой смеси и тщательно перемешивают. Образовавшейся смесью заполняют ячейки сотовых элементов и после просушивания образуется брикет готовый к употреблению. Преимущество этого способа заключается в следующем: 1) простота изготовления брикета; 2) не требуется дорогостоящее оборудование; 3) отсутствует вероятность окисления и насыщением влагой наночастиц, находящихся в брикете; 4) использование, в качестве связующего, жидкого стекла после перемешивани смеси обеспечивается равномерное распределение наночастиц по объему, сохранение физико-химических характеристик при долгому хранении и исключает насыщение брикета влагой и кислородом; 5) жидкое стекло обеспечивает лучшую усвояемость расплава наночастицами.

4. Четвертый способ обеспечивает повышение жаропрочности, длительной прочности и стабилизацию структуры изделия, полученных нанотехнологий. В отличие от третьего способа при получении брикета из

порошковой смеси в качестве связующего вместо жидкого стекла предлагается использовать раствор алюмината натрия. Раствор алюмината натрия изготавливается путем взаимодействия алюминия (стружки) с водным раствором едкого натра (Na OH). Раствор алюмината натрия обеспечивает равномерное распределение наночастиц в объеме порошковой смеси, что обеспечивает высокую жаропрочность сплава и стабильную мелкозернистую структуру слитка.

5. Пятый способ обеспечивает повышение жаропрочности, длительной прочности и стабилизацию структуры изделия, полученных нанотехнологий. В отличие от третьего способа при получении брикета из порошковой смеси в качестве связующего вместо жидкого стекла предлагается использовать коллоидный раствор фтористого кальция (CaF_2). Коллоидный раствор фтористого кальция (CaF_2) обеспечивает равномерное распределение наночастиц в объеме порошковой смеси, что обеспечивает высокую жаропрочность сплава и стабильную мелкозернистую структуру слитка.

ВЫВОДЫ

1. Разработаны способы получения и ввода наномодификаторов в расплав жаропрочных никелевых сплавов.

2. Предложен оптимальный состав комплексного модификатора, состоящего из нанопорошка карбонитрида титана, дисперсного порошка титана, дисперсного и нанодисперсного порошка алюминия в определенных пропорциях.

3. Определены оптимальные размеры прессования и размеры брикетов модификатора.

4. Предложена новая конструкция брикета на базе сотовых элементов в ячейках которых располагается спрессованная порошковая смесь или порошковая смесь скрепленная связующими веществами.

5. В качестве связующего при изготовлении брикетов рекомендуется: 1) применять: жидкое стекло для использования модификатора при обработке чугуна и 2) раствор едкого натра (Na OH) или коллоидный раствор фтористого кальция (CaF_2) для модифицирования расплава наномодификаторами на основе тугоплавких композиций титана полученных плазмохимическим синтезом с размерами частиц до 100 нм.

6. Плавку производить в печи УППФЗМ по выплавляемым моделям. При температуре 1630 °С произвести ввод пакета или брикета с модификатором в расплав методом закрепления его к термперу печи. Поднять температуру в печи до 1630 °С и выдерживать данную температуру в течении 10 мин. и произвести заливку форм.

7. Произвести прессование композиций порошков на прессе с усилием 3...5 тонн в предварительно смазанных (нейтральной жидкостью жидкостью из пульверизатора) прессформах диаметром 12 мм до твердого не разрушающегося состояния гранул.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Каблов Е.Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей. – М.:МИСИС, 2001. – 631 с.
2. В.Т. Калинин., Дудников А.С., Качан А.Я., Калинина Н.Е. Получение нанокристаллических композиций управляемым плазмохимическим синтезом. Научно–технический журнал «Вестник двигателестроения» №1(15)/2007 . – с. 134–137.

УДК 669.71:621.438 – 049.32

Гнатенко М.О.¹, Матковская М.В.², Наумик В.В.³, Овчинников А.В.⁴

¹ аспирант ЗНТУ, инженер-технолог «Мотор Сич», Запорожье

² аспирант ЗНТУ, инженер-конструктор «Мотор Сич», Запорожье

³ д-р техн. наук, профессор, проректор по научной работе и международной деятельности ЗНТУ, Запорожье

⁴ д-р техн. наук, профессор, зав. кафедры оборудования технологий сварочного производства ЗНТУ, Запорожье

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ПЛАЗМЕННОЙ НАПЛАВКИ И СМТ-ПРОЦЕССА ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ ДЕТАЛЕЙ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ МЕТОДОМ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

Выращивание деталей методом послойной наплавки является одним из элементов аддитивного производства (АП), которое в последние годы стало одним из самых перспективных направлений развития мировой промышленности. Аддитивные технологии в ряде случаев могут заменить классические способы, такие как литье и штамповку.

В настоящее время разработан целый ряд аддитивных технологий, различающийся между собой последующим параметрам: источник нагрева, расходующий материал, способ формирования слоев.

В данной статье был проведен сравнительный анализ наиболее смежных по способу формирования слоев и расходующему материалу – проволоки, между собой процессов прямого выращивания – плазменной наплавки и СМТ-процесса для определения возможности применения данных технологий в авиадвигателестроении выбора наиболее оптимального процесса.

Проведено исследование пластин полученных методом плазменной наплавкой с использованием присадочного материала – проволоки из сплава AlMg5 (ER5356) и исследование пластин полученных методом наплавки СМТ-процессом из материалов AlSi5 Er4043(Al2) и AlMg5 (ER5356).

Выбор источника нагрева – плазма, выбрана в связи с тем, что оборудование для плазменной наплавки менее дорогостоящее (до 200 тыс. €) по сравнению с лазерным и ЭЛС.

В то же время использование проволоки, кроме ее относительно низкой цены, по сравнению с порошком дает 100%-ную эффективность использования материала (коэффициент использования для порошковых материалов составляет от 30 до 70 %). Также данный способ позволяет достичь существенно большей массовой производительности (до 10 кг в час). Все это делает данный способ при выращивании крупных заготовок деталей (даже с учетом больших припусков на мех. обработку в связи с более шероховатой поверхностью) с точки зрения экономики более эффективным.

Была произведена сравнительная оценка структуры и механических свойств заготовок образцов выращенных методом СМТ-наплавки: проволоками ER5356 (АМг5) и ER4043 (АлСи5) Ø_{пр.} 1,2 мм с образцами выращенными на установке плазменной наплавки портального типа фирмы SBI в среде аргона проволокой ER5356 (АМг5) (Ø_{пр.} 1,6 мм).

Установлено: Химический состав образца полученного СМТ методом удовлетворяет нормам ГОСТ 1583–93 для сплава АЛ2, образца – нормам ГОСТ 4784–74 для сплава АМг5. Рентгеноспектральный микроанализ (РСМА) показал, что в материале образцов распределение легирующих элементов равномерное между наплавленными слоями

Химический состав образца, изготовленный на фирме «SBI» методом плазменной наплавки, соответствует требованиям AWSA5.10 для сплава AlMg5(ER5356) и близок к составу сплава АМг5 по ГОСТ 4784–74. Рентгеноспектральный микроанализ (РСМА) показал, что в материале образца имеются концентрационные неоднородности содержания Fe, Mg, Mn по месту выделения упрочняющих фаз, присущие сплавам типа АМг.

Оба метода позволили получить образцы соответствующие нормам для алюминиевых сплавов, без каких либо отклонений по химическому составу и распределению элементов.

Механические свойства образцов полученных плазменной наплавкой, и образцов из сплава АЛ2 полученных СМТ-процессом соответствуют нормам для литого сплава АЛ2, а образцы из сплава АМг5 наплавленные методом СМТ – не соответствуют требованиям для деформированных полуфабрикатов – плит из сплава АМг5. Снижение свойств образцов обусловлено наличием микропор.

В макроструктуре всех образцов, наплавленного на подложке, выявляются наплавленные слои шириной ~ 1,5...2,0 мм с четкой границей раздела, без проявления макрозерна. По всей длине образцов выявлены мелкие поры, большинство из которых сосредоточено со стороны подложки.

Микроанализом в образцах полученных СМТ-процессом обнаружены микропоры Ø20...50 мкм округлой формы, микроструктура материала образ-

ца как в зоне линии сплавления, так и в слоях идентична: представляет собой дендриты α -твердого раствора + эвтектика (Si). В наплавленных образцах обнаружены микропоры округлой формы $\varnothing 30 \dots 150$ мкм, расположенные, в основном, вблизи подложки и единичные усадочные поры до ~ 25 мкм. Микроструктура материала пластины как в зоне линии сплавления, так и в слоях идентична: представляет собой α -твердый раствор и упрочняющие фазы, характерна для сплавов типа АМг.

Макроструктура наплавленного образца полученного плазменной наплавкой имеет однородный матовый фон, без проявления макрозерна и линий соединения наплавленных слоев; следует отметить, что в структуре образца по всему сечению имеют место мелкие поры округлой формы $\varnothing 60 \dots 90$ мкм.

Микроструктура наплавленного образца неоднородна по сечению – на поверхности образца по линии сплавления слоев металла характерна для перегретого состояния, перегретый слой залегает на глубину $\sim 1,0$ мм, далее по сечению образца – состоит из более дисперсных выделений упрочняющих фаз в α -твердом растворе, характерна для сплавов типа АМг.

В макроструктуре образцов где источником нагрева выступала сварочная дуга мы видим четкие линии разделения наплавленных слоев, поры образовывались по всей площади образца без концентрации на линии наплавленных слоев.

В макроструктуре образцов полученных плазменной наплавкой линии наплавленных слоев не проявляются, что свидетельствует о высоком уровне сплавления и интенсивном перемешивании металла при наплавке плазменной дугой.

Диаметр микропор в образцах наплавленных плазменной дугой с использованием проволоки АМг5 больше по сравнению с образцами наплавленными СМТ-методом проволокой АлСи, но меньше чем у АлМг5 наплавленного методом СМТ. $\varnothing 60 \dots 90$ мкм к $\varnothing 20 \dots 50$ мкм к $\varnothing 30 \dots 150$ мкм.

Общее состояние микроструктуры всех трех образцов соответствует нормам предъявляемым к алюминиевым сплавам.

Проведенные исследования доказывают, что метод послойного выращивания с использованием присадочной проволоки, как с помощью плазменной наплавки так и СМТ–процесса является применимым для изготовления заготовок деталей из алюминиевых сплавов (2-х фазных). По прочностным и физическим характеристикам наплавленный материал находится на уровне деформируемых полуфабрикатов.

Как плазменная наплавка так и СМТ-процесс при выращивании заготовок деталей является экономически более эффективным по сравнению с другими способами аддитивных технологий:

- высокая производительность (до 10 кг в час);
- 100 %-ная эффективность использования присадочного материала (коэффициент использования для порошковых материалов составляет от 30 до 70 %).

ОПТИМІЗАЦІЯ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ МАГНІЄВОГО СПЛАВУ ДЛЯ БІОРОЗЧИННИХ ІМПЛАНТАТІВ

В наш час для виробництва імплантатів при остеосинтезі використовуються біорозчинні матеріали. Застосування цих матеріалів виключає необхідність повторної операції з видалення імплантатів. Серед таких біорозчинних матеріалів перспективними є магнієві сплави системи Mg – Zr – Nd. Дослідження показують, що хімічні елементи сплавів цієї системи біологічно інертні, нетоксичні, не викликають канцерогенних реакцій і не призводять до металозу. Крім того, великою перевагою цих сплавів є їх механічні властивості: $\sigma_B \geq 230$ МПа, $E = 43 - 45$ ГПа, $\delta \geq 2\%$, які дуже близькі до властивостей кісток ($\sigma_B = 120 - 150$ МПа, $E = 17 - 20$ ГПа, $\delta = 1,4 - 3,1\%$) що запобігає «стрес-екрануванню».

Проте механічні властивості сплавів системи Mg – Zr – Nd зменшуються при тривалому впливі біокорозії. Витримка зразків у штучному замінику крові (гелофузин) показало, що після 3 місяців використання (середній час консолідації переломів) характеристики імплантату зменшуються більш ніж на 50 %. Тому розробка нового сплаву системи Mg – Zr – Nd з підвищеним рівнем механічних властивостей є важливою задачею.

Вивчався вплив легуючих елементів у наступних інтервалах 0,4...1,5 % Zr, 2,2...3,4 % Nd, 0,1...0,7 % Zn на границю міцності (σ_B) та відносне видовження (δ), з використанням математичне планування експерименту згідно плану 23.

В результаті проведених досліджень були отримані рівняння регресії, що описують вплив досліджуваних легуючих елементів на границю міцності (1) та відносне видовження (2):

$$\sigma_B = 249,5 - 6,75x_1 + 15,75x_2 - 9,5x_1x_2 \quad (1)$$

$$\delta = 3,85 + 0,75x_1 - 0,225x_2 - 0,625x_1x_2 \quad (2)$$

В результаті аналізу рівнянь регресії було встановлено, що збільшення вмісту неодиму підвищує міцність, але знижує відносне подовження. Ефект цирконію мав протилежний ефект. Підвищений вміст цирконію істотно підвищує пластичність та знижує міцність. Вплив цинку на властивості сплаву був незначним.

У зв'язку з цим, для отримання найбільшого комплексу механічних властивостей сплаву, була проведена графічна оптимізація його хімічного складу.

В результаті отримані наступні значення вмісту легуючих елементів: Zr = 1,25 – 1,3 %, Nd = 2,9 – 3,1 %, Zn = 0,6...0,7 %.

Витримка зразків із розробленого сплаву в гелофузині показала, що він має необхідний рівень фізико-механічних властивостей через 3 місяці після дії біокорозії. Імпланти, виготовлені з цього сплаву, показали свою нетоксичність в експерименті на тваринах та рекомендовані для подальших досліджень.

Ця робота виконана за підтримки проекту «BIOART» Erasmus+ «Інноваційна мультидисциплінарна навчальна програма для підготовки бакалаврів та магістрів зі штучних імплантатів для біоінженерії» (586114–ERP–1–2017–1–ES–ERPKA2–CBNE–JP).

УДК 669.112:669.715:669.35

Верховлюк А.М.¹, Щерецький О.А.², Сергієнко Р.А.³,
Каніболоцький Д.С.³, Афанасієв М.В.⁴

¹ д-р техн. наук, зам. директора по наук. роботі, ФТІМС НАН України, Київ

² д-р техн. наук, провід. наук. співр., ФТІМС НАН України, Київ

³ канд. техн. наук, ст. наук. співр., ФТІМС НАН України, Київ

⁴ аспірант, мол. наук. співр., ФТІМС НАН України, Київ

МОДИФІКУВАННЯ СПЛАВІВ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІЮ, МІДІ ТА ЗАЛІЗА НАНОРОЗМІРНИМИ ЧАСТИНКАМИ

В літературі за останнє десятиліття, показано, що серед сучасних методів позапічної обробки металів та сплавів особливе місце займає модифікування ультра-і нанодисперсними порошками різного хімічного складу (нітридами, карбідами, оксидами, карбонітридами, вуглецевими наноматеріалами), яке дозволяє одержувати виливки з однорідним розподілом структурних складових і підвищеними механічними властивостями. Головна перевага таких модифікаторів – це велика кількість частинок в одиниці об'єму розплаву, що і визначає ефективність подрібнення кристалічної структури сплаву який обробляється і, як наслідок, значне підвищення міцності та експлуатаційних властивостей виливків [1]. Додатки наночастинок у рідкий метал будуть давати максимальний модифікуючий ефект тільки в тому випадку, коли вони будуть змочуватися розплавом, не коагулювати і не розчинятися в ньому. Введення наночастинок у розплав і їх рівномірний розподіл в об'ємі вирішується переважно за рахунок застосування механічного і магнітогідродинамічного замішування частинок [2,3]. Для досліджень були підготовлені лігатури-модифікатори – механічна порошкова суміш із нано- і мікрочастинок з різним вмістом наночастинок. Ця суміш потім вводилася в розплав у вигляді пресованих таблеток, екструдованих прутків та завернутих в алюмінієву фольгу порошоків. Використовували нанорозмірні порошки оксиду титану (TiO_2), нітриду титану (TiN), суміш порошоків нітриду та бориду титану ($\text{TiN} + \text{TiB}_2$), карбіду титану (TiC), карбіду вольфраму (WC), карбіду кремнію (SiC), гідрофобного та гідрофільного оксиду кремнію (SiO_2). За допомогою

ультразвуку готували однорідну насичену суспензію наночастинок у етиловому спирті, в яку потім вводили мікропорошки різних металів (алюмінію, міді, заліза).

В роботі досліджували вплив нанорозмірних часток на структуру ливного алюмінієвого сплаву АК7, алюмінієвої бронзи БрАЖ13–3, сірого та зносостійкого чавунів. При використанні наночастинок в якості модифікаторів для алюмінієвих сплавів необхідно дотримуватися їх оптимальної концентрації (~ 0,05 мас. част.%) та температурних режимів плавки. Збільшення концентрації наночастинок і перегрів розплаву вище температури взаємодії між наночастинками та розплавом приводить до утворення інтерметалідів. Наночастинки, крім оксиду кремнію, в кількості 0,05 %мас. част. подрібнюють структуру сплавів АК7 (рис. 1, а, б) і АД31 та збільшують їх твердість. Тому вони можуть використовуватися як модифікатори відповідних сплавів. При модифікуванні алюмінієвої бронзи наночастинками майже повністю відсутнє подрібнення макрзерна сплаву, але дендрити α -фази зазнають суттєвого подрібнення (рис. 1, в, г). Як і при модифікуванні алюмінієвих сплавів оптимальний ефект модифікування алюмінієвих бронз спостерігається при введенні в розплав 0,05 мас. част.% модифікатора. Вихідний сірий чавун має ферито-перлітну структуру (П85, Ф15) з міждендритним графітом (рис. 2, а). При введенні у вихідний сірий чавун наночастинок SiO_2 до 0,1 мас. част. кількість графіту збільшується він стає більш щільним (рис. 2, б). При цьому зберігається міждендритний розподіл графіту, а матриця чавуну стає повністю перлітною і дисперсність перліту зменшується з 1,6 мкм до 0,4 мкм. При введенні наночастинок оксиду кремнію SiO_2 у зносостійкий хромистий чавун (10 мас. част.%Cr) подрібнюється аустеніто-хромистокарбідна евтектика ($\text{A}+(\text{CrFe})_7\text{C}_3$) і перліт (рис. 2, в, г).

В результаті проведених робіт встановлено, що усі досліджені наночастинки незалежно від їх хімічного складу та кристалічної будови мають близький модифікуючий ефект. На нашу думку це пов'язано з поверхневими властивостями рідкого сплаву та наночастинок. В результаті контакту наночастинок з розплавом може виникнути різниця потенціалів. При цьому формуються два шари електричних зарядів протилежного знаку, які розміщені з різних сторін міжфазної границі. Така електроконтактна взаємодія наночастинок з розплавом сприяє їх змочуванню та рівномірну розподілу в об'ємі. У. Тіллер [4] установив, що при розмірі частинок на рівні Дебаєвського радіуса (для розплавів це на рівні 10 нм) взаємодія наночастинок з розплавом на 90 % визначається електричним полем. Таким чином, найбільш вірогідний механізм, що обумовлює ефективність дії нанодисперсних частинок на процеси структуроутворення пов'язаний з пониженням поверхневого натягу на міжфазній границі критичний зародок – розплав під дією електричного поля. Причиною виникнення поля є наявність іон-радикалів на поверхні частинок та електроконтактна взаємодія в розплаві.

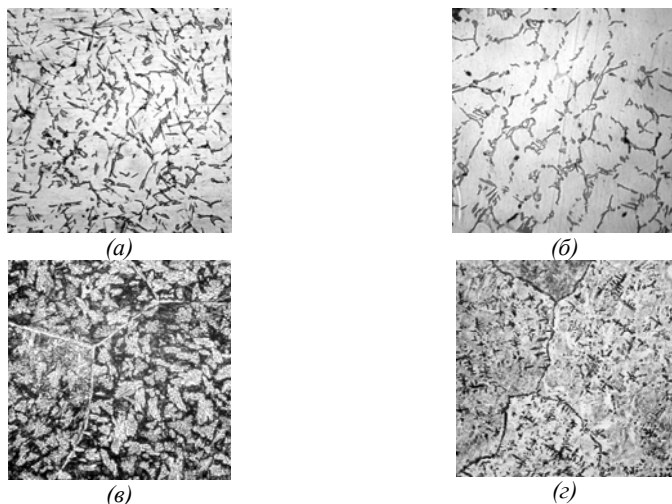


Рисунок 1 – Вплив наночастинок на мікроструктуруалюмінієвого сплаву АК7 (*а, б*) та алюмінієвої бронзи БрАЖ13–3 (*в, г*), $\times 250$

а – вихідний сплав АК7; *б* – 0,05 % TiO_2 , лиття при 700 °С,
в – вихідний сплавБрАЖ13-3; *г* – 0,05 мас. част. % ZrC .

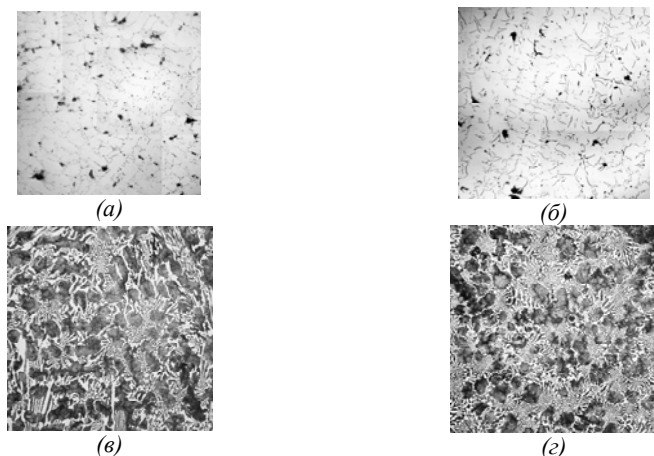


Рисунок 2 – Вплив наночастинок на мікроструктуру сірого чавуну (*а, б*); та зносостійкого хромистого чавуну з масовою часткою хрому 10 % (*в, г*), $\times 250$.

а – вихідний чавун; *б* – 0,1 %, мас. част. SiO_2 ,
в – вихідний зносостійкий хромистий чавун; *г* – 0,02 %, мас. част. SiO_2 .

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. Решетникова, С.Н. Применение нанопорошков химических соединений для повышения физико-механических характеристик изделий машиностроения: дисертация на соискание ученой степени кандидата технических наук: 05.02.08 / Решетникова Светлана Николаевна. – Красноярск, 2008. – 125 с.
- 2., Слуцкий, А. Г., Шейнерт, В. А., Зык, Н. В., Бородуля, В.А., Рабинович, О. С. Перспективы использования наноразмерных порошков для получения модифицирующих лигатур / А.С. Калиниченко // 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 /А.С. Калиниченко // Литье и металлургия . – 2015. – № 3 (80). – С. 101–106.
4. Tiller, W.A., Takanashi, T.R. The electrostatic contribution in heterogeneous nucleation theory: pure liquids / W. A. Tiller // Acta Metallurgica. – 1969. – V. 17, № 4. – P. 483–496.

УДК 621.762.4

Носенко М.І.

канд. техн. наук, доцент ЗНТУ, Запоріжжя

ВПЛИВ КОНСТРУКТИВНИХ ОСОБЛИВОСТЕЙ ШТАМПОВОГО ОСНАЩЕННЯ НА УЩІЛЬНЕННЯ ПОРОШКОВОГО МАТЕРІАЛУ

Дослідження процесу ущільнення при гарячому штампуванні проводили на холоднопресованих заготовках ($D = 28 \cdot 10^{-3}$ м; $D/H = 1,0$, де H – висота, D – діаметр) порошкового титану ПТЕС–1, ПТЕК–1, ТГ–ТВ (–0,63+0,18). Застосовували схеми деформації в закритому штампі та з елементами витікання металу в компенсаційні щілини.

Використання закритих штампів забезпечує отримання матеріалу середньої відносної щільності $\theta = 98 - 98,5\%$. При цьому матеріал центральної частини заготовки має практично безпористий стан ($\theta = 100\%$), а залишкові пори концентруються в приконтактних зонах порожнини штампового оснащення – біля торцевої поверхні верхнього і нижнього пуансонів та бокової поверхні порожнини матриці.

При використанні схеми штампування з елементами витікання металу конструктивним виконанням технологічного оснащення забезпечували розташування компенсаційних щілин за висотою порожнини матриці та в при-торцевих зонах пуансонів.

Досліджено використання компенсаційних щілин, що розташовані вздовж всього периметру порожнини матриці, а також, для зменшення втрат матеріалу, можливість застосування таких щілин, які не охоплюють весь периметр. Встановлено кількість, місцезонашування та геометричні розміри компенсаційних щілин, наявність яких дозволяє створювати додаткові локальні зони деформації в об'ємі порошкового металу і забезпечувати щільність матеріалу $\theta = 99,8 - 100\%$ при обмеженому додатковому надлишку металу (до 4% об'єму виробу).

УДК 669.295:620.193

Ткач Д.В.¹, Гордієнко М.Р.²

¹ канд техн. наук, доцент ЗНТУ, Запоріжжя

² студент ЗНТУ, Запоріжжя

ПЕРСПЕКТИВИ ВИКОРИСТАННЯ ТИТАНУ VT1-0 В СУБМІКРОРИСТАЛІЧНОМУ СТАНІ В УМОВАХ ДІЇ АГРЕСИВНОГО СЕРЕДОВИЩА

Відомо, що організм людини досить добре переносить конструкції з титанових сплавів. Це пов'язано з тим, що на їх поверхні утворюється оксидна плівка, яка перешкоджає виходу іонів імплантату в організм. Також ці сплави стійкі до корозії в агресивних середовищах. Однак забезпечення стабільності властивостей у всьому об'ємі матеріалу є важливою проблемою складнолегованих титанових сплавів, оскільки внаслідок спадкової ліквідаційної неоднорідності в отримуваних виробках може спостерігатись відхилення від заданого рівня властивостей. Також необхідно зазначити, що використання виробів зі складнолегованих титанових сплавів негативно позначається на їх біосумісності, що є одним з ключових питань при виборі матеріалу для використання в організмі людини. Отже для підвищення рівня біосумісності та зниження негативного впливу легувальних елементів доцільно використовувати технічно чистий титан типу VT1-0. Однак його використання значно обмежується низькими механічними властивостями даного сплаву.

Одним з перспективних напрямів підвищення експлуатаційних властивостей виробів з титану VT1-0 є формування нано- або субмікрокристалічної структури (СМК) методами інтенсивної пластичної деформації (ІПД), що дозволяє значно покращити низку фізико-механічних властивостей матеріалу за рахунок утворення значної кількості зерен субмікро- та нанокристалічного розміру з великокутовим розорієнтуванням границь зерен.

Інтенсивна пластична деформація методом гвинтової екструзії полягає в пропусканні призматичної заготовки через матрицю з гвинтовим каналом. Отримувана таким чином заготовка не змінює своєї вихідної форми. Для

формування ультрадрібнозеренної структури необхідно виконати декілька циклів деформації. Особливості геометрії каналу приводять до того, що при видавлюванні через нього форма заготовки не змінюється, що дозволяє здійснювати її багаторазове пресування з метою накопичування пластичних деформацій. При цьому відбувається зміна структури і властивостей заготовки при збереженні ідентичності її початкової і кінцевої форми.

За результатами аналізу механічних випробувань для різної кількості циклів деформації встановлено, що найбільш рівномірний розподіл властивостей та високі значення границі плинності (600 МПа) і границі міцності (630 МПа) забезпечуються після 5 циклів гвинтової екструзії, що пов'язано із формуванням, на даному етапі деформації, найбільш однорідної ультрадрібнозернистої структури. Високий рівень умовної границі плинності є позитивним показником для використання титану ВТ1-0 в умовах пружного навантаження, наприклад, при виготовленні медичних імплантатів.

Очевидно, що після інтенсивної пластичної деформації матеріал характеризується значним рівнем внутрішніх напружень і, відповідно, високою накопиченою енергією внаслідок наявності великої кількості дефектів кристалічної будови. Це може призводити до прискорення розвитку відновлювальних процесів при подальшій термічній активації, до зниження температури початку первинної рекристалізації, а також підвищувати швидкість корозії. Для зниження внутрішніх напружень і стабілізації структури із збереженням отриманого розміру зерен доцільно проводити дорекристалізаційний відпал. Тому необхідно було встановити температуру початку рекристалізації титану ВТ1-0 з субмікрокристалічною структурою.

Було досліджено вплив подальшої термічної обробки на структуру отриманих зразків. Встановлено, що температура початку рекристалізації субмікрокристалічного титану, отриманого після 5 циклів гвинтової екструзії, становить 385 °С. Одержані дані визначають пріоритет у виборі наступного режиму термічної обробки -дорекристалізаційний відпал при $t = 300\text{ }^{\circ}\text{C}$ протягом 1 години, при якому реалізується зменшення мікронапружень при збереженні високого рівня показників міцності, сформованих при гвинтовій екструзії. Це в свою чергу приведе до зниження швидкості корозії зразків з ВТ1-0. Очевидно, що в біологічному середовищі людського організму ця зміна буде не такою помітною, проте в розчинах кислот різниця між матеріалами в рівноважному стані та отриманими методами ІПД будуть більш виражені. Тому для оцінки корозійної стійкості титану в субмікрокристалічному стані необхідно провести додаткові експерименти.

Для оцінки цих властивостей будуть досліджуватись зразки в різних станах: без ІПД (вихідний стан), після ІПД та після ІПД з наступним дорекристалізаційним відпалом. Планується досліджувати корозійну стійкість в середовищах NaCl та HCl (20 %). Динаміка зміни стійкості в се-

редовищі HCl буде помітною вже через 2 місяці, в той час як дослідження впливу NaCl потребуватиме не менше ніж пів року. Для оцінки динаміки впливу кислотного середовища будуть проводитись поточні заміри ваги зразків через певний проміжок часу: 3, 21, 42, 60 днів. Зміна маси буде реєструватись на аналітичних вагах та оцінюватись в г/см^2 . На підставі цього можна буде зробити висновки щодо стійкості титану BT1-0 з СМК структурою в агресивному середовищі.

Отже, за отриманими результатами можна запропонувати застосування технічно чистого титану типу BT1-0 після гвинтової екструзії для виготовлення ендопротезів тазостегнового суглобу. Значне підвищення механічних властивостей технічно чистого титану дозволяє замінити ним леговані титанові сплави, що знизить негативний вплив легувальних елементів на організм. Стійкість до дії агресивного середовища очікується на високому рівні, але необхідні додаткові дослідження, щоб підтвердити очікуваний рівень.

Наукове електронне видання
комбінованого використання
Можна використовувати в локальному
та мережному режимах

НЕМЕТАЛЕВІ ВКРАПЛЕННЯ І ГАЗИ У ЛИВАРНИХ СПЛАВАХ

Збірник тез XV Міжнародної науково-технічної конференції
(Запоріжжя, 11–12 жовтня 2018 року)

Один електронний оптичний диск (DVD-ROM);
супровідна документація.

Тираж 100 прим. Зам. № 1225.

Видавець і виготовлювач
Запорізький національний технічний університет,
Україна, 69063, м. Запоріжжя, вул. Жуковського, 64.
Тел.: (061) 769–82–96, 220–12–14

Свідоцтво суб'єкта видавничої справи ДК № 2394 від 27.12.2005.