

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 XIV Міжнародної науково-технічної конференції
(Запоріжжя, 6–9 жовтня 2015 року)



Україна, Запоріжжя
2015

УДК 669.018.28.002.669.75

ББК 65.9(2)305.855

Н 50

Рекомендовано до видання Вченою радою Запорізького національного технічного університету (протокол № 1 від 31 серпня 2015 р.)

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.

Неметалеві вкраплення і гази у ливарних сплавах :

Н 50 збірник тез XIV Міжнародної науково-технічної конференції, Запоріжжя, 6–9 жовтня 2015 р. / відп. ред. В. В. Луньов. – Запоріжжя : ЗНТУ, 2015. – 136 с.

ISBN 978-617-529-133-7

До збірника увійшли тези доповідей XIII Міжнародної науково-технічної конференції «Неметалеві вкраплення 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

ББК 65.9(2)305.855

ISBN 978-617-529-133-7

© Запорізький національний
технічний університет
(ЗНТУ), 2015

ЗМІСТ

СЕКЦІЯ «СТАЛЕВЕ ЛИТВО»

Лунев В. В. Неметаллические включения – структурная составляющая металла	7
Губенко С. И., Никульченко И. А. Особенности скоростного плавления неметаллических включений в сталях при лазерном воздействии	8
Камель Г. І., Волков Г. П., Василенко В. В. Вибір матеріалів для виготовлення деталей конічної трибосистеми	14
Камель Г. І., Носенко М. І., Курилец І. Д. Підвищення ефективності роботи живильників конічних трибосистем	16
Ивахненко Е. И. Износо-жаростойкие сплавы для деталей горно-обогатительного оборудования	18
Белов Б. Ф., Троцан А. И., Бродецкий И. Л., Рябчиков И. В., Кобец В. С. Механизм образования неметаллических включений при раскислении и десульфурации стали	20
Радченко А. А., Пономаренко О. И. Повышение качества стальных и чугуновых отливок	22
Стороженко С. А., Стороженко Т. И. Исследование литейных свойств стальных расплавов в зависимости от технологических параметров рафинирования	23
Кобзева А. И., Романьонко Е. А. Исследование способов управления макроструктурой металлической отливки путем воздействия в процессе кристаллизации электрическим током	24
Селівьорстов В. Ю., Доценко Ю. В., Доценко И. В., Доценко В. П. Дослідження газодинамічного тиску на властивості сталі з широким інтервалом затвердіння	25
Губенко С. И., Беспалько В. Н., Балева Ю. И. Снижение загрязненности стали неметаллическими включениями при отливке центробежнолитым способом	27
Парахневич Є. М. Вплив ЕШН на механічні властивості металу при наплавленні близьких за хімічним складом сталей	30
Бялік Г. А., Гонтаренко В. І., Бажміна Е. А. Особенности формирования неметаллических включений в литой углеродистой стали, выплавленной в индукционных электропечах малой емкости	33
Сажнев В. Н., Снежной Г. В. Исследование влияния углерода и фосфора на физико-механические и магнитные свойства высокомарганцевой стали	35

Гнатушенко В. В., Матвеева М. О., Калініна Н. Ю. Клімович Б. В. Інформаційні технології структурного аналізу цифрових зображень залізвуглецевих сплавів	39
Самойлов В. Е., Мажара В. С., Модифицирование и рафинирование порошкообразным ферросиликобариумом стали для отливок	41
Жарчинський І. В., Момот М. А., Кудін В. В. Легування ванадієм високомарганцевих сталей	43
Кузовов А. Ф., Малый А. В. Расчет возможности литниковой системы как питающего элемента отливки	47
Костик К. О. Інноваційна нітроцементация легованої сталі	50
Остапенко В. В. Исследование влияния содержания серы и модифицирования на горячую трещиностойкость стали и определение экономически эффективных путей ее повышения	51
Фесенко А. Н., Фесенко М. А., Мисько В. К. Способы изготовления отливок с дифференцированными структурой и свойствами в разных слоях	52
Ямшинський М. М., Федоров Г. Є., Радченко К. С. Вплив вуглецю, титану та рзм на механічні властивості литих хромалюмінієвих сталей за високих температур	54
Минакова В. И. Пути повышения прокаливаемости литых высокоуглеродистых сталей	58
Кеуш Д. В., Лютий Р. В. Техніко-економічні критерії вибору технологій виготовлення стрижнів	59
Яценко М. Ю., Пирожкова В. П., Лунев В. В. Использование компьютерной микроскопии для исследования неметаллических включений	62
Мельник С. Г., Наривский А. В., Курпас В. И., Троцан А. И., Ефимова В. Г., Бродецкий И. Л., Пионтковская Н. С. Неметаллические включения в низколегированной конвертерной стали при полиреагентной внепечной обработке	64
Голубцов В. А., Рябчиков И. В. Барийсодержащие ферросплавы – эффективные раскислители и модификаторы стали	66
Перков О. Н., Вакуленко И. А., Кузьмичев В. М. Разработка методики определения количества остаточного водорода в твердом металле при производстве железнодорожных колес	68

СЕКЦИЯ «ЧАВУННЕ ЛИТВО»

Вергун А. С., Шевченко А. Ф., Кисляков В. Г., Двоскин Б. В. Поведение примесей в чугунах при десульфурации его диспергированным магнием, инжектируемым в расплав в струе различных газов-носителей.....	76
Иванов В. Г., Пирожкова В. П. О механизме образования шаровидной формы графита.....	80
Яценко Р. В., Иванов В. Г. Количественный металлографический анализ шаровидного графита в заготовке поршневых колец из высокопрочного чугуна.	84
Иванов В. Г., Пирожкова В. П. О морфологии графита.....	85
Иванов В. Г., Лунев В. В. Особенности выплавки чугунов с использованием отходов титанового производства.....	87
Дорошенко В. С. Структура высокопрочного чугуна при литье в вакуумируемые песчаные формы.....	89
Радченко К. С., Ямшинский М. М., Федоров Г. Е. Влияние титана на структуру и механические свойства износостойкого высокохромистого заэвтектического чугуна.....	91
Матвеева М. О., Климович Б. В., Климович В. В. Комплексное легирование фазовых составляющих белых чугунов.....	95
Фесенко Е. В., Лукьяненко И. В., Фесенко М. А., Ямшинский М. М. Способ изготовления чугунных отливок с дифференцированной структурой и свойствами.....	99
Фесенко А. Н., Фесенко М. А. Получение чугунных отливок с улучшенной структурой и повышенными эксплуатационными свойствами.....	102

СЕКЦИЯ «КОЛЬОРОВЕ ЛИТВО ТА СПЕЦМЕТАЛУРГІЯ»

Доценко Ю. В., Селиверстов В. Ю., Доценко Н. В., Доценко В. П. Повышение пластических свойств сплава АК12 при комплексном воздействии на кристаллизующийся расплав.....	104
Камель Г. І., Крицкий М. В., Савонов Ю. Н. Мероприятия по устранения трещин на рубашке из кремнистого монель-металла.....	105
Милонин Е. В., Наумик В. В., Гайдук С. В. Экономнолегированный жаропрочный никелевый сплав для установок наземной эксплуатации.....	107

Носенко М. І. Розробка технології гарячого штампування виробів із заготовок порошкового титану	110
Головня А. Б., Пономаренко О. И. Влияние состава марганцевой шихты на газонасыщенность марганцево-медных сплавов.....	111
Чечель Н. В., Наумик В. В. Физическое моделирование процессов горячего изостатического прессования	112
Голтвяница В. С., Цивирко Э. И., Голтвяница С. К., Liexiu lily Влияние скандия и гадолиния на структуру и свойства сплавов на основе γ -TiAl.....	114
Лысенко Т. В., Пархоменко Е. В. Моделирование тепломассообмена в литейных формах сложной структуры.....	116
Пономаренко О. И., Евтушенко Н. С., Берлизова Т. В. Исследование свойств смоляных ХТС на хромитовых песках	119
Берлизова Т. В., Пономаренко О. И., Лихолет М. А. Холоднотвердеющие смеси на жидком стекле с использованием хромитовых песков.....	121
Джуган А. А., Овчинников А. В., Ольшанецкий В. Е. Использование гидрированного и дегидрированного порошка титана при формировании объемных деталей (3-D печать) импульсным лазером	122
Гайдук С. В., Тихомирова Т. В. Исследование структурно-фазовой стабильности литейных жаропрочных никелевых сплавов с помощью синтеза расчетно-аналитических методик	125
Шаломеев В. А., Цивирко Э. И., Маковский С. Г., Бажмина Е. А. Влияние щелочноземельных металлов на морфологию и топологию интерметаллидов в сплаве МЛ5.....	127
Міняйло Є. І., Гнатенко М. О., Меньяло А. Є. Дзвонів матеріали	129
Vinichenko V. S., Volkova O. G., Fominykh D. O. Investigation of production technology influence of tungsten-thorium alloys on size distribution of thorinm dioxide nonmetallic parts.....	132
Сергієнко О. С. Вплив гарячого ізостатичного пресування на вміст мікропор у литих виробах зі сплаву ВТ5Л.....	134

СЕКЦИЯ «СТАЛЕВЕ ЛИТВО»

УДК 669.18

Лунев В. В.

д-р техн. наук, профессор ЗНТУ

НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИЕ ВКЛЮЧЕНИЯ – СТРУКТУРНАЯ СОСТАВЛЯЮЩАЯ МЕТАЛЛА

Академик А. А. Байков сформулировал условия необходимые для получения качественной стали: 1) минимум вредных примесей (S, P); 2) отсутствие газовых пузырей; 3) чистота стали по включениям. Первые два условия практически выполнимы, но третье выполнимо не может быть по той причине, что при снижении температуры в момент кристаллизации происходит изменение растворимости примесей и газов и как следствие образование неметаллической фазы, нарушающей строение твердой стали и ухудшающие ее свойства.

Таким образом, есть предложение считать неметаллическую фазу одной из составляющих структуры твердой стали: коль это составляющая структуры, то мы должны научиться нею управлять.

Многочисленные исследования на протяжении 50–60 лет показали, что накоплен большой положительный опыт металлургов и металловедов по управлению количеством неметаллических включений – это печные и внепечные способы снижения вредных примесей и газов (десульфурация в печи, ковше; дефосфорация и вакуумирование). Использование современных приборов металлографических исследований (оптические, электронные микроскопы, рентгеноспектральные анализаторы) показали, что в любом неметаллическом включении можно найти и кислород и серу и азот, т.е. чистых сульфидов, оксисульфидов или нитридов вряд ли приходится наблюдать – в реальном металле есть сульфиды, оксиды, оксинитриды, сульфонитриды, оксисульфиды и т.д. Старая классификация базировалась на количестве ведущего элемента, в природе все намного сложнее и преобладают в основном нестехиометрические соединения.

Для оценки роли влияния неметаллических включений на свойства стали большое значение имеют форма и топография выделения неметаллических включений относительно структурных составляющих металлической матрицы. Для получения глобулярной формы неметаллических включений в литом металле и недеформируемых при

прокатке неметаллических включений в листовом и сортовом прокате широкое распространение получили раскислители и модификаторы на базе ЦЗМ (кальций, барий, магний) и РЗМ (силициды РЗМ), а также специальные модификаторы содержащие ЦЗМ и РЗМ).

Новые технологии раскисления-модифицирования порошковыми проволоками (трайбаппараты), использование мелкокристаллических модификаторов позволяют успешно управлять этой составляющей структуры.

Для успешного управления неметаллическими включениями требует дальнейшего изучения нитридная фаза.

Наличие в металле 0,01% весового азота равносильно наличию 0,03% весового процента серы. Учитывая тот факт, что нитридная фаза очень мелкая и декорируется другими выделениями (оксидами, сульфидами), возможна реально их определяющая роль и влияние в формировании прочностных и пластических свойств литого и деформированного металла.

Нет однозначного ответа на роль углерода в формировании механических свойств металла. Требуется конкретизация влияния интерметаллидов на свойства литого и деформированного металла, к какому классу выделений в металлической матрице отнести интерметаллиды, равно как и фосфиды, так как они очень сложно поддаются количественной оценке.

Остается до конца не выяснена роль термообработки в процессах изменения неметаллической фазы.

УДК 621.785:535.211:669.15-194:669.017

Губенко С. И.¹

Никульченко И. А.²

¹д-р техн. наук, профессор НМетАУ

²аспирант НМетАУ

ОСОБЕННОСТИ СКОРОСТНОГО ПЛАВЛЕНИЯ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ В СТАЛЯХ ПРИ ЛАЗЕРНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Исследован механизм плавления и кристаллизации неметаллических включений в контакте с матрицей сталей при лазерном воздействии. Показано, что лазерное воздействие представляет собой способ локального изменения структуры включений в поверхностных оплавленных слоях, а также свойств поверхности неметаллических включений.

В последние годы появилось большое количество работ по изучению структуры и свойств, а также механизма упрочнения сталей, подвергаемых лазерному воздействию. Кроме того, исследовано поведение неметаллических включений при лазерной обработке сталей и их влияние на структуру упрочненного слоя [1]. Установлено, что поведение включений определяется их типом. Несмотря на кратковременное воздействие, энергия лазерного луча оказалась достаточной для оплавления тугоплавких включений и расплавления легкоплавких, а также для развития процессов массопереноса, заключающихся в обогащении окружающей матрицы элементами, входящими в состав включений и перехода элементов матрицы в поверхностную зону включений. Целью данной работы было изучение процессов растворения, плавления, зарождения и роста неметаллических включений в условиях гипернеравновесности, что в дальнейшем позволит оценить структурные особенности трансформации и процесса упрочнения межфазных границ включение-матрица при сверхбыстрой закалке из жидкого и твердого состояния и даст возможность интенсифицировать процессы лазерного упрочнения сталей.

Материалы и методики. Для изучения процессов контактного плавления и кристаллизации системы включение-матрица сталей при лазерной обработке образцы сталей 60Г, НБ-57, 08кп, 08Х, 08Т, ЭЗ, 08Ю с предварительно полированной поверхностью подвергали лазерному облучению на установках ГОС-30М и КВАНТ-16 при энергии импульса 10, 18, 25 и 30 Дж. Скорость нагрева составляла 10^5 °С/с, время воздействия импульса – (1,0, 2,5, 3,6, 4,2 и 6,0) 10^{-3} с, скорость охлаждения – 10^6 °С/с. Идентификацию включений до и после лазерной обработки производили металлографическим методом, наблюдая их в светлом и темном поле, а также в поляризованном свете, микрорентгеноспектральным и петрографическим методами [1]. После лазерной обработки разрывные образцы подвергали растяжению на установке ИМАШ-5С, как было сказано выше, для изучения особенностей поведения границ включение-матрица при пластической деформации.

Результаты исследований и их обсуждение

Под действием лазерного излучения исходная структура границ включение-матрица переходит в неравновесное высокоэнергетическое состояние, что вызывает развитие диссипативных процессов, связанных со стремлением системы включение-матрица к состоянию с минимумом свободной энергии. В результате система включение-матрица переходит к состоянию неустойчивого равновесия, которое определяет структуру и свойства лазерно-закаленной межфазной границы.

Большую роль в трансформации границ включение-матрица при лазерном воздействии играют процессы плавления, оплавления и растворения неметаллических включений, а также плавление стальной матрицы. Вероятность растворения, оплавления и расплавления включений зависит от их типа. Растворение включений в момент лазерного воздействия может не сопровождаться либо сопровождаться их плавлением, матрица в контакте с включениями плавится либо остается твердой, что связано с неоднородностью энергетического и теплового полей [1]. Глубина зоны растворения включений зависит от режима лазерной обработки: чем больше энергия импульса W и время воздействия $\tau_{\text{имп}}$, тем она больше (табл. 1).

Таблица – Глубина зоны растворения включений h , мкм в колесной стали 60Г при разных режимах лазерного воздействия

Включение	$W_{\text{имп}}$, Дж	$\tau_{\text{имп}}$, 10^{-3} , с				
		1,0	2,5	3,6	4,2	6,0
MnO·Al ₂ O ₃	10	2,1	2,6	3,4	3,6	4,9
MnO·Al ₂ O ₃	25	3,1	3,1	3,8	4,5	4,7
(Fe,Mn)S	10	2,6	2,6	3,8	4,0	5,7
(Fe,Mn)S	25	3,9	4,0	5,7	5,7	6,5

В момент лазерного воздействия процесс растворения (и плавления) включения происходит путем неупорядоченных переходов атомов включения через границу с расплавленной либо твердой матрицей. Механизм сверхскоростного растворения и плавления включений связан с взаимным (включение \leftrightarrow матрица) скоростным массопереносом атомов через границы раздела, которые тоже плавятся. При этом аномальный скоростной массоперенос через границы включение-матрица сопровождается обменом электронами между включениями (доноры) и матрицей (акцептор) [2]. Следует отметить еще один важный фактор, влияющий на условия массопереноса между включениями и стальной матрицей – это электромагнитное поле, индуцируемое лазерным излучением. Установлено, что при лазерной обработке железоуглеродистых расплавов под действием этого поля на компоненты сплавов возникают определенные силы, направление которых зависит от магнитных свойств этих компонентов; определены величины сил, действующих на атомы диамагнетиков и парамагнетиков. В наших условиях локального плавления эти факторы также важны, поскольку действие сил, обусловленных электромагнитным полем, способствует аномальному перераспределению атомов элементов включений и стальной матрицы, обладающих разными магнитными свойствами (магнитным моментом). Таким образом, при лазерном воздействии

электронное взаимодействие между включением и матрицей усложняется электромагнитным взаимодействием между атомами контактирующих фаз. Массоперенос компонентов из матрицы в поверхностный слой включения может ускорить процесс растворения или плавления, если растворимость этих элементов во включении достаточно велика. Изменение на поверхности включения химического состава и достижение предела растворимости элементов матрицы создают условия для перехода поверхностного слоя включения в жидкое состояние с минимальными затратами энергии на разрыв межатомных связей. По-видимому, это может быть связано с искажением решетки включения проникшими из матрицы атомами и возникновением повышенной плотности дефектов кристаллического строения и значительных напряжений в поверхностном слое. Таким образом, в гипернеравновесных условиях лазерного воздействия в поверхностном слое включения, контактирующего с расплавленной матрицей (или с твердой матрицей), образуется зона с повышенной плотностью дислокаций и вакансий. Согласно дислокационной теории плавления [3], участки этой зоны, представляющие собой сильно искаженные области с практически разупорядоченной решеткой могут быть зародышами жидкой фазы. В пределах сильно разупорядоченного участка на поверхности включения (зародыша жидкой фазы) находятся атомы с наиболее нарушенными электронными конфигурациями. Проведя расчеты, аналогичные приведенным в работе [3], можно определить критический размер зародыша жидкой фазы в поверхностном слое включения.

Последовательность образования сильно разупорядоченных участков на поверхности включения, а также перемещения межфазной границы включение-жидкая матрица в процессе плавления включения и самой границы включение-матрица можно представить следующим образом: на поверхности включения, насыщенной элементами матрицы, образуются сильно разупорядоченные участки – зародыши плавления, которые целиком переходят в жидкую сталь, растворяясь в ней и насыщая прилегающие к включению участки матрицы элементами включения. Положение границы включение-матрица изменяется, она искривляется в зависимости от характера взаимного массопереноса. Действие жидкой матрицы вызывает изменение поверхностного натяжения включения, что нарушает равновесную форму границы включение-матрица. При переходе сильно разупорядоченного участка включения в жидкое состояние изменяется площадь поверхности и энергия межфазной границы включение-матрица. Такой механизм контактного растворения и плавления неметаллического включения и границы включение-матрица в расплавленной стальной матрице в неравновес-

ных условиях при лазерном воздействии является энергетически оправданным, поскольку поверхностный слой включения, находящийся в напряженном состоянии с повышенной энергией, заменяется жидкой фазой с меньшей энергией. Представляется, что уменьшение поверхностной энергии при контактном взаимодействии включения и матрицы в момент его плавления является довольно значительным, чтобы система включение-межфазная граница-матрица оставалась термодинамически неустойчивой после лазерного воздействия. Реализация такого механизма растворения и плавления включений определяется величиной напряжений, создаваемых в поверхностном слое включения. По-видимому, в условиях высокоскоростного лазерного воздействия при возникновении больших напряжений возможно практически безактивационное превращение сильно разупорядоченного поверхностного слоя включения в жидкое состояние благодаря образованию зародышей жидкой фазы.

В условиях импульсного лазерного воздействия релаксационные процессы в поверхностном слое включения практически не имеют времени для развития, поэтому значительно увеличивается время, необходимое для достижения квазиравновесных условий на межфазной границе включение-матрица. Внутренние напряжения в поверхностном слое включения контролируют развитие процесса плавления, которое происходит в ограниченном объеме при сохранении контакта между включением и матрицей. Элементарный акт релаксации напряжений вызывает одновременную активацию значительного числа атомов включения в процесс разупорядочения, подобного плавлению.

Расплавленное неметаллическое включение (или оплавленное с поверхности) находится в расплавленной стальной матрице и образуется локальная микрометаллургическая ванна, в которой под действием лазерного излучения возникают гидродинамические потоки в условиях вихревого термокапиллярного перемешивания, что вызывает перемещение включения. Это вносит элементы конвективного массопереноса элементов включения и матрицы в общий процесс аномального скоростного массопереноса. на скорость лазерного растворения должна влиять анизотропия поверхностных свойств включения (или его фаз). Вероятность массопереноса от включения в матрицу через границу их раздела тем больше, чем меньше разрывается межатомных связей, т.е., чем менее плотно упакована плоскость. Включения с ярко выраженной анизотропией поверхностных свойств должны характеризоваться более высокой скоростью растворения, чем включения с меньшей анизотропией поверхностных свойств. Процесс плавления включения сопровождается скоростным перераспределением сил межатомных

связей в пользу атомов разного типа, имеющих благоприятное соотношение электроотрицательностей. Известно, что большая разница электроотрицательности компонентов вызывает усиление связей между разнородными атомами и позволяет объяснить преимущественный массоперенос одних компонентов из включения в матрицу и наоборот.

Стойкость неметаллического включения при контактном взаимодействии с жидкой матрицей зависит от степени отклонения системы от квазиравновесного состояния в момент лазерного воздействия, т.е. от разницы химических потенциалов компонентов во включении и матрице. Метастабильные включения (или их фазы) более чувствительны к контактному взаимодействию с жидкой матрицей при лазерном воздействии, и это связано с тем, что при растворении метастабильной фазы свободная энергия уменьшается в большей степени, чем при растворении стабильной фазы. Дальнейшее изучение термодинамических характеристик компонентов включения и матрицы и их влияния на характер процессов контактного взаимодействия в пределах границы включение-матрица позволит целенаправленно влиять на это взаимодействие при лазерном воздействии.

При закалке из жидкого состояния в поверхностном слое включений либо во всем объеме формируется зона лазерной кристаллизации, для которой характерны ультрамелкозернистость, столбчатая форма зерен, в также наличие зон сдвига. При лазерном плавлении включений возникают высокая степень неравновесности жидкой фазы, бифуркационная неустойчивость расплава и переход от ламинарного течения жидкости к турбулентному, что обеспечивает градиент колебательного давления на границе включение-матрица (полностью жидкой, если расплавились и включение, и матрица, либо полужидкой, если матрица осталась твердой), контролирующий конвективные и аномальные потоки массопереноса. Значительные напряжения, возникающие в тонких поверхностных слоях включения и матрицы, в результате локальных тепловых вспышек лазерного излучения в совокупности с действием реактивных сил отдачи при выбросе из зоны обработки жидкости приводят к высокотемпературной деформации жидких прослоек, продолжающейся при кристаллизации в процессе охлаждения. В ряде включений, бывших до лазерного воздействия однофазными, в процессе неравновесной кристаллизации произошел фазовый распад, обусловленный перемешиванием жидкости под действием гидродинамических сил и температурных градиентов. Во включениях появились дисперсные частицы второй фазы либо прослойки разного химического состава.

Выводы. В результате проведенных исследований предложен механизм плавления неметаллических включений и границ включение-матрица при контактном лазерном плавлении включений и стальной матрицы в условиях аномального массопереноса, связанный с образованием в гипернеравновесных условиях зон с повышенной плотностью дислокаций, а также электронным и электромагнитным взаимодействием включений и матрицы, в том числе нанофазных и квазиэвтектических. Это позволяет создать предпосылки для целенаправленного влияния на границы включение-матрица, а также химический и фазовый состав поверхностного слоя неметаллических включений. Изучены особенности структуры включений после лазерной кристаллизации, позволяющие прогнозировать изменение сопряжения решеток на границе включение-матрица.

Список литературы

1. Губенко С. И. Неметаллические включения в стали / С. И. Губенко, В. В. Парусов, И. В. Деревянченко. – Днепропетровск : АРТ-ПРЕСС, 2005. – 536 с.
2. Самсонов Г. В. Конфигурационная модель вещества / Г. В. Самсонов, И. Ф. Прядко, Л. Ф. Прядко. – К. : Наукова думка, 1971. – 230 с.
3. Найдич Ю. В. Капиллярные явления в процессах роста и плавления кристаллов / Ю. В. Найдич, В. М. Перевертайло, Н. Ф. Григоренко. – К. : Наукова думка, 1983. – 100 с.

УДК 671.791.927.5

Камель Г. І.¹

Волков Г. П.²

Василенко В. В.³

¹д-р.тех.наук, проф. ДДТУ

²канд. техн. наук, доцент ЗНТУ

³студентка ДДТУ

ВИБІР МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ДЕТАЛЕЙ КОНІЧНОЇ ТРИБОСИСТЕМИ

В результаті експлуатації в складних умовах при дії змінних навантажень і зовнішнього середовища в елементах конічних трибосистем (роторних живильників високого та низького тиску) промислового транспорту з'являються технологічні та експлуатаційні тріщини і деформації. В хімічній та целюлозно-паперовій галузі поширені в використанні роторні живильники для переміщення та завантаження вари-

льного котла деревинною сировиною. Деталі роторних живильників відносяться до конічних трибовузлів і працюють в екстремальних умовах: корозійне середовище-луг з температурою 160–180 градусів, перепад тиску від 0,15 до 1,25 МПа, великі швидкості перетічок лугу між обертаючим конічним ротором та конічним корпусом. Все це призводить до появи на конічній поверхні експлуатаційних тріщин.

Дослідження по вибору матеріала для виготовлення ротора живильника виконувалось на копру маятниковому IMP460J моделі S1–1V (фірма INSTRON, Великобританія). Для отримання параметрів ударної в'язкості по стандартним E23 та ГОСТ 9454–99 використовувались зразки тип 15–20 с Т-образною концентрацією напруження (КСТ) – з нормованим розміром тріщини. Копер маятниковий управлявся з комп'ютера. При дослідженні на екрані монітора реєструються повний спектр досліджень, включаючи графіки розподілу зусиль удару та енергії удару в часі.

Серед досліджених матеріалів: 10X13; 20X13; 30X13; 40X13; 12X18H10T; X25H13Д2Т та інші. При діагностуванні конічних трибовузлів, основним методом контролю є візуальний та візуально оптичний огляд, визначення розмірів дефектів, інструментальний контроль тріщин і товщини металу, проведення ультразвукового контролю після ремонту відновлених деталей.

Перелік досліджених матеріалів наведений в таблиці.

Таблиця 1 –Матеріали фірмових та вітчизнянних роторів

Група сплавов	Матеріали роторів інофірм	Вітчизнянні матеріали роторів Камюр
I	Хромісті сталі Avesta 739, S 395	1X13 (ЭЖ-1)
II	Хромомолібденові сталі 265 MO 150 Швеція	X24H18M2ДЗ (БК-1)
III	Хромонікелеві сталі	1X18H10T, 1X18H9T, X18H9T, (ЭЯ-1T)
IV	Хромонікельтітаніста сталь с медью. Мюренс (Фінляндія)	X15H5Д2Т (ЭП-410, ВНО-2)

Наявність дефектів або тріщин не обов'язково свідчить про критичний стан або втрату цілісності конструкції, але обов'язково про зниження її працездатності, що несе, унаслідок поєднання концентрації напруженості в дефектній зоні і зміни форми і площі ефективного переріза.

Конічні трибовузли виходять з ладу як унаслідок зносу, так і в результаті руйнування або втомних пошкоджень. Тому діагностику пошкоджень трибовузлів проводять також, досліджуючи фізичні ефекти освіти і зростання дефектів.

Серед розглянутих матеріалів найменшим значенням: 1) імовірності виникнення експлуатаційних тріщин; 2) графік розподілу зусиль удару та 3) енергії у дару в часі має місце для сталі 12X18H10T. Тому для впровадження в виробництво було запропоновано цей матеріал для виготовлення роторів високого тиску промислового транспорту целюлозно-паперового виробництва.

УДК 671.791.927.5

Камель Г. І.¹

Носенко М. І.²

Курилец І. Д.³

¹д-р.техн. наук, проф. ДДТУ

²канд. техн. наук, доцент ЗНТУ

³студент ДДТУ

ПІДВИЩЕННЯ ЕФЕКТИВНОСТІ РОБОТИ ЖИВИЛЬНИКІВ КОНІЧНИХ ТРИБОСИСТЕМ

У роботі вирішено науково-практична проблема підвищення ефективності переміщення і завантаження варильного котла тріскою шляхом створення і практичної реалізації розробок, наукового обґрунтування і практичної реалізації нової методології і концепції побудови транспортно-трубопровідних систем, в основу яких покладений принцип впровадження в виробництво нових високо надійних, продуктивних і безаварійних роторних живильників з регулюючими органами без рухливих механічних частин. Такий підхід вирішує проблеми підвищення надійності і довговічності роботи трубопровідного транспорту, що визначає ефективність роботи варильного котла в цілому.

Рішення цієї проблеми має істотне значення для підприємств України й країн СНД і робить вагомий внесок у теорію й практику промислового трубопровідного транспорту.

Авторами розроблено аналіз сучасного стану теорій і практики нетрадиційного виду промислового транспорту: безперервне (впродовж року) переміщення і завантаження деревинною тріскою варильного котла на висоту 60–80 м, де температура гідросуміші досягає 160–180°C, а тиск луґу досягає 1,25 МПа. Показано, що основою транспортно-завантажувальної системи є конічні трибосистеми – ро-

торні живильники, які виконують більше 90% функціональних операцій. Крім того на роторні живильники приходить ся 80% всіх позачергових зупинок механічного обладнання всієї ТЗС. Тому від надійності і продуктивності роботи роторних живильників залежить ефективна й надійна робота всієї трубопровідної транспортно-завантажувальної системи.

Вирішення цієї актуальної науково-технічної проблеми, пов'язаної з розробкою концепції, наукових основ створення нових роторних живильників шляхом вибору раціональних конструктивних, технологічних та експлуатаційних параметрів, становить сутність даної дисертаційної роботи.

Несприятливі умови експлуатації трубопровідного транспорту високого тиску і як наслідок її низька надійність і термін роботи 1–3 місяці замість одного року визначили новий напрямок у вирішенні науково-технічної проблеми підвищення ефективності нетрадиційного трубопровідного транспорту високого тиску, за рахунок принципово нового типу конічних роторних живильників високого тиску шляхом вибору раціональних конструктивних, технологічних та експлуатаційних параметрів. Її позитивними якостями є відсутність в трубопровідній системі рухливих механічних частин та наявність регулюючих органів циркуляції лугу низького та високого тиску і тому вона має високу надійність та продуктивність. Рішенню цієї актуально-технічної проблеми, зв'язаної з розробкою концепції та методології оптимізації параметрів функціонування і систем її використання, присвячена дана дисертаційна робота.

У роботі отримані наступні найбільш важливі теоретичні і практичні наукові результати, що виносяться на захист:

- Уперше розроблена науково обгрунтована теорія підвищення ефективності транспортно-завантажувальної системи безперервного варіння целюлози, базуюча на створенні теорії спрацювання деталей роторних живильників, триботехнічних аспектів тертя, теорію декомпозиції та оптимізації функціональних параметрів транспортно-завантажувальної системи, на конічних поверхнях роторного живильника; теорії впливу відновлюючих технологій і конструктивних удосконалень на виконання експлуатаційних характеристик деталями та вузлами роторного живильника.

- Одержано подальший розвиток і поглиблення теорії спрацювання конічних поверхонь ротора і корпусу, а також розкриття при цьому триботехнічних явищ які дозволили впровадити конструктивні удосконалення деталей і вузлів роторних живильників, аргументовано вибирати матеріали, наплавлені матеріали і сучасні відновлюючі тех-

нології, які дозволяють створити сучасні високо надійні і продуктивні роторні живильники.

- Уперше розкрита фізична природа функціональних параметрів транспортно-завантажувальної системи варильного котла: термічна підготовка деревинної тріски; завантаження питаючої труби; завантаження (розвантаження) кишень обертаючого ротора; зростання тиску в кишені ротора; пропускної спроможності живильника; примусова компенсація зазору в живильнику; слідкуюча система управління динамікою завантаження тріски в варильному котлі; виконання функцій запірного устрою і різального механізму, які мають вплив на надійність і продуктивність роторних живильників.

- Уперше встановлена можливість направленої підвищення надійності і продуктивності роторних живильників за рахунок оптимізації виконання функціональних параметрів в транспортно-завантажувальній системі, удосконалення конструкції деталей і вузлів живильників, оптимізація експлуатаційних параметрів, використання сучасних відновлюючих технологій при виготовленні і ремонті деталей і вузлів роторних живильників.

- Вперше розкрита фізична природа функціональних ознак завантажувального трубопровідного тракту: термічна підготовка тріски; завантаження тріскою і лугом питаючої труби; завантаження (розвантаження) кишень, обертаючого ротора; виникнення вібрацій та гідроударів в живильнику; виконання запірних функцій та підшипників ковзання, які впливають на надійність та продуктивність роторних живильників.

УДК 539

Ивахненко Е. И.

канд. техн. наук, доцент ЗНТУ

ИЗНОСО-ЖАРОСТОЙКИЕ СПЛАВЫ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ ГОРНО-ОБОГАТИТЕЛЬНОГО ОБОРУДОВАНИЯ

Для деталей горно-обогащительного оборудования, работающих в условиях абразивного воздействия при высокотемпературном изнашивании (до 1100°C) 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 (Е) 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 $U=26\text{kV}$, $I=15\text{mA}$. 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 рентгено-графического 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°C) испытаний.

Результаты исследований позволили изучить процессы коалесценции и сфероидизации карбидов. Коалесценция карбидных частиц начинается одновременно с их сфероидизацией, но продолжается и после ее завершения. Однако с заметной скоростью она идет только при высоких температурах, когда диффузионная подвижность углерода становится большой. Диффузия углерода от мелких к крупным частицам карбидов создает условия пересыщения элементом аустенита в околокарбидных зонах. В результате наблюдается постепенное растворение мелких частиц карбидов и рост крупных.

Пограничные зоны карбид-феррит и интерметаллид-феррит представляют собой низколегированный по хрому металл интенсивно окисляющийся под действием температуры. Вводимые элементы – кремний и никель действуют не однозначно. Легируя металл околокарбидной зоны, кремний снижает скорость протекания коррозионных процессов. Никель, как элемент не склонный к пассивации, в изучаемых пределах на коррозионные процессы практически не влияет.

Проведенная работа позволит сэкономить дефицитные легирующие элементы в изучаемых высоколегированных сплавах путем снижения их концентрации в составе металла и достичь желаемого уровня надежности и долговечности деталей горно-металлургического оборудования.

УДК 669.046.58

Белов Б. Ф.¹

Троцан А. И.²

Бродецкий И. Л.³

Рябчиков И. В.⁴

Кобец В. С.⁵

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

² д-р техн. наук, проф., рук. отдела №46 ИПМ НАНУ

³ канд. техн. наук, ст. науч. сотр. ИПМ НАНУ

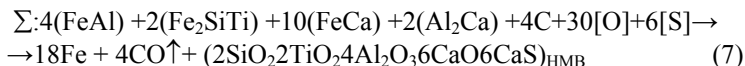
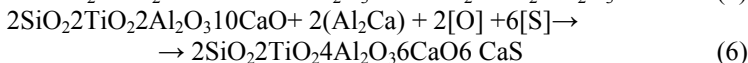
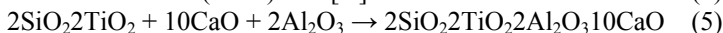
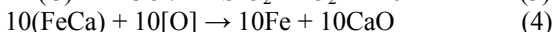
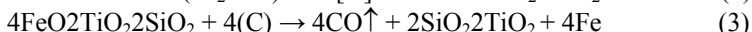
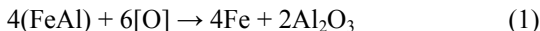
⁴ д-р техн. наук, проф., науч. консультант НПО «Перспектива»

⁵ гл. металлург НПО «Перспектива»

МЕХАНИЗМ ОБРАЗОВАНИЯ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ ПРИ РАСКИСЛЕНИИ И ДЕСУЛЬФУРАЦИИ СТАЛИ

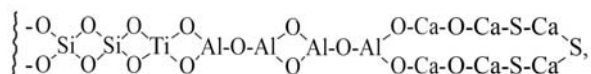
Состав неметаллических включений при раскислении и десульфурации железоуглеродистых расплавов зависит от химического состава расплава (кислород, сера) и технологии рафинирования стали, которая при ковшевой обработке включает перечень присадочных материалов (ферросплавы, лигатуры, шлакообразующие) и порядок их ввода в объем жидкого металла.

При использовании для ковшевой обработки стали сплавов ферроалюминия марки ФА30 (FeAl), ферросиликотитана ФС15Ti25 (Fe₂SiTi), кальция и его сплавов – алюмокальция А60К40, порошковых проволок (Ф60К40), углеродистых материалов (С) механизм рафинирования состоит из отдельных этапов, включающих последовательный ряд структурно-химических реакций:



Реакции 1, 2, 4 – раскисление металлического расплава, реакция (3) – раскисления шлаковых включений, реакции (5, 6) – шлакообразование и рафинирование стали.

В соответствии с теорией МГС-фаз [1] структурно-химическое состояние продуктов раскисления и десульфурации (неметаллических включений), полученных по реакции (7), представлено полигональной ячейкой (ПГЯ), сокращенная форма записи которой следующая:



Ячейка содержит 56 атомов, образующих полимерную сетку центрально-симметричную относительно кремнезема (SiO_2) с концевыми атомами серы. Последовательность расположения атомов в полимерной сетке определяется величиной энергии (длины) химической связи элементов с кислородом и серой, убывающей от центра к краю сетки. Геометрические параметры ПГЯ, рассчитанные из орбитальных радиусов атомов: длина ($L_{\text{ПГЯ}}$) = 4,752 нм, площадь ($S_{\text{ПГЯ}}$) = 0,9504 нм², плотность упаковки – приведенная площадь (S_0) = 0,0170.

Первичные полимерные сетки, соединяясь между собой через концевые атомы серы, образуют кольцевые структуры конечных размеров являющихся центром зарождения неметаллической фазы в жидком состоянии. Сдвоенные ПГЯ образуют трехмерные полиэдрические ячейки (ПДЯ) конечных размеров, которые становятся центрами кристаллизации неметаллических включений.

Балансовое уравнение суммарной реакции (7) позволяет рассчитать массу ($Q_{\text{НМВ}}$) и состав неметаллических включений в зависимости от количества присадочных материалов: $Q_{\text{НМВ}} = 1,5$ кг/т; химический состав неметаллических включений (масс. %): 8,2 SiO_2 + 11,0 TiO_2 + 28,0 Al_2O_3 + 23,1 CaO + 29,7 CaS при основности $B^0 = 2,8$; модуле 1,12; адсорбционной емкости по кислороду $A_{\text{O}} = 33,0\%$ и сере $A_{\text{S}} = 13,2\%$. Соотношение масс присадочных материалов и продуктов их взаимодействия $M_{\text{C}} : M_{\text{AK}} : M_{\text{ФК}} : M_{\text{ФСТ}} : M_{\text{ФА}} : M_{\text{НМВ}} = 1 : 4 : 20 : 8 : 7 : 30$.

Расходные коэффициенты зависят от степени раскисления и десульфурации стали. Для реакции (7) масса присадочных материалов составляет 1,5 кг/т при образовании 1,50 кг/т неметаллических включений при удалении 480 ppm кислорода и 192 ppm серы.

Список литературы

1. Белов Б. Ф. Теория МГС-фаз и ее применение для разработки рафинировочных шлаков / Б. Ф. Белов, А. И. Троцан, И. Л. Бродецкий // Бюл. «Черная металлургия». – 2014. – № 4. – С. 34–41.

УДК 621.74

Радченко А. А.¹

Пономаренко О. И.²

¹канд. техн. наук, АО «ХТЗ»

²д-р техн. наук, профессор НТУ «ХПИ»

ПОВЫШЕНИЕ КАЧЕСТВА СТАЛЬНЫХ И ЧУГУННЫХ ОТЛИВОК

Рост требований к качеству продукции приводит к поиску способов экономии материалов и энергетических ресурсов. Наблюдаемое снижение объемов лома, его загрязнение примесями, влияющими на качество отливок, рост цен на шихтовые материалы приводит к поиску эффективных технологий, раскислителей, флюсов и модификаторов для обработки жидкого металла.

С этой целью в литейных цехах ХТЗ были опробованы предлагаемые в настоящее время новые комплексные модификаторы, содержащие щелочноземельные (ЩЗМ) и редкоземельные металлы (РЗМ).

Приготовленную методом переплава высокомарганцовистую сталь 110Г13Л, жидкий чугун обрабатывали дополнительно в разливочном ковше следующими модификаторами:

- БСК-2 (барий стронций кальций);

- РЗМ-содержащие;

- алюминием или ферросилицием в количестве до 0,5% от массы жидкого металла.

Сравнительные исследования образцов для определения механических свойств чугуна и стали показали незначительное изменение изучаемых параметров.

Так обработка расплава карбонатами ЩЗМ в разливочном ковше емкостью 300 кг не обеспечивает необходимый временной интервал для полной обработки расплава, ввиду чего на образцах обнаружены крупные неметаллические включения из-за нерастворившегося материала.

Замечено более эффективное влияние модификаторов с РЗМ на повышение жидкотекучести жидкого металла, улучшение микроструктуры и незначительное (на 15%) повышение уровня механических свойств, как стали, так и серого чугуна. Наблюдаемое снижение брака литья в опытных партиях в основном по дефектам газового происхождения.

Для оценки экономических показателей эффективности использования модификаторов необходимо проведение дополнительных работ в данном направлении.

УДК 621. 74: 669. 182. 71

Стороженко С. А.¹

Стороженко Т. И.²

¹старший преподаватель ДГТУ

²аспирант ДГТУ

ИССЛЕДОВАНИЕ ЛИТЕЙНЫХ СВОЙСТВ СТАЛЬНЫХ РАСПЛАВОВ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ РАФИНИРОВАНИЯ

Одним из эффективных направлений повышения качества стальных отливок является применение различных способов внепечной обработки расплава в ковше.

Исследовали влияние на литейные свойства стальных расплавов продувки их инертным газом и продувки в сочетании с применением решетчатой огнеупорной фильтрующей перегородки.

Подтверждено, что обработка стальной ванны инертным газом способствует удалению неметаллических включений. Их относительная площадь на шлифе после продувки составила 2,34–3,86%, что в 2,0–2,5 раза меньше, чем без продувки. При продувке в ковше с фильтрующей перегородкой относительная площадь неметаллических включений снизилось в 4,5–5,5 раз и составила 0,86–1,53%.

Жидкотекучесть стали, обработанной по данной технологии, увеличилась в среднем на 13%. Повышение жидкотекучести можно объяснить тем, степень усвоения алюминия повышается, а его оксиды частично адсорбируются перегородкой, а частично переходят в шлак. В результате статистической обработки экспериментальных данных получены соответствующие уравнения регрессии.

В результате сокращения количества неметаллических включений в экспериментальных отливках в среднем на 6% уменьшилась усадка.

Повышенное содержание неметаллических включений является одной из причин возникновения горячих трещин в отливках. При помощи кольцевой пробы на трещиностойчивость установлено, что при прочих равных условиях риск образования горячих трещин в отливках, полученных по экспериментальной технологии, существенно снижается. Это касается и отливок более сложной конфигурации.

Таким образом, продувка стального расплава инертным газом в ковше, оборудованном фильтрующей перегородкой, способствует существенному снижению количества неметаллических включений и улучшению литейных свойств.

УДК 669.183

Кобзева А. И.¹

Романьонко Е. А.²

¹преподаватель ДГТУ

²магистр кафедры ЛП, ДГТУ

ИССЛЕДОВАНИЕ СПОСОБОВ УПРАВЛЕНИЯ МАКРОСТРУКТУРОЙ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ОТЛИВКИ ПУТЕМ ВОЗДЕЙСТВИЯ В ПРОЦЕССЕ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ЭЛЕКТРИЧЕСКИМ ТОКОМ

Сегодня одним из перспективных способов воздействия на структуру и свойства литейных сплавов является обработка расплава электрическим током в процессе кристаллизации. Для проведения исследований была разработана установка, с помощью которой на расплав, который кристаллизуется в форме, можно подавать электрический ток заданной плотности и скважности. Параметры тока, как отдельно, так и все одновременно, можно менять и варьировать.

В работе исследовали действие электрического тока на кристаллизацию и свойства литейных сплавов. Были проведены эксперименты по изучению макроструктуры чугуна под воздействием электрического тока прямой полярности с заданной плотностью и частотой. Плавку чугуна марки СЧ 20 производили в печи Таммана. Для заливки металла был сконструирован специальную форму. Форма предназначена одновременно для отливки двух цилиндрических отливок, на один из которых действовали электрическим током различной скважности, плотности и полярности. Для анализа особенностей микроструктуры материала отливок были сделаны шлифы. Проведен анализ особенностей структуры и свойств материала отливок. Получили, что обрабатываемые расплавы после затвердевания имеют более мелкозернистую структуру.

Определено, что при кристаллизации расплава под действием тока изменяется структура слитков. В результате проведения структурного сравнительного анализа образцов установлено различие в их структуре. Электрический ток влияет на ориентацию зерен и распределение ликватов. Как показал анализ микроструктуры образцов полученного сплава на кристаллизацию металла, электрический ток оказывает модифицирующее действие. Измельчается первичное зерно металлической основы. Обработанный электрическим током сплав имеет более высокие литейные технологические свойства, обладает лучшей способностью заполнять форму и кристаллизуется с меньшей усадкой.

УДК 620.18:621.746

Селівьорстов В. Ю.¹

Доценко Ю. В.²

Доценко Н. В.³

Доценко В. П.⁴

¹д-р техн. наук, професор НМетАУ

²канд. техн. наук, доцент НМетАУ

³спеціаліст навчально-наукового центру НМетАУ

⁴канд. техн. наук, доцент ОНПУ

ДОСЛІДЖЕННЯ ГАЗОДИНАМІЧНОГО ТИСКУ НА ВЛАСТИВОСТІ СТАЛІ З ШИРОКИМ ІНТЕРВАЛОМ ЗАТВЕРДІННЯ

Результати попередніх теоретичних та експериментальних досліджень показали, що розроблена на кафедрі ливарного виробництва НМетАУ технологія газодинамічного впливу на розплав в ливарній формі [1, 2] дозволяє поліпшувати якість литого металу при різних способах лиття без застосування складного спеціального обладнання, і може бути з легкістю вбудованою в діючий технологічний процес [3, 4]. Проте, для визначення ефективності газодинамічного впливу на твердіючий розплав необхідне не тільки теоретичне обґрунтування можливості та механізму здійснення газодинамічного впливу на процес кристалізації металу в ливарній формі, але й дослідження впливу регульованого газового тиску на структуроутворення та фізико-механічні властивості литого металу при виробництві виливків із сплавів з різним інтервалом кристалізації, температурою плавлення, теплофізичними властивостями та ін. Зокрема результати досліджень газодинамічного впливу на кристалізацію вуглецевої сталі [5, 6] показали перспективність проведення подальшої роботи в цьому напрямку.

Експериментально досліджено структуру, фазовий склад, щільність та механічні властивості сталі X12Ф1Л при застосуванні газодинамічного впливу на розплав, що твердне в кокілі. Встановлено, що мікроструктура металу виливка після газодинамічного впливу стає більш мікрокристалічною. Перетин дендритних вісей фериту з підвищенням тиску зменшується в середньому на 7%: збільшується диференціювання евтектики та зменшується міжпластинчаста відстань. З підвищенням тиску до 4 МПа кількість хрому та легуючих елементів у карбідній евтектиці зростає, а ступінь ліквації (ΔC_f) легуючих елементів: хрому, алюмінію, марганцю та міді по перетину дендритних вісей фериту зменшується, в той час як ліквація ванадію та кремнію збільшується. При підвищенні тиску до 6 МПа вміст хрому в фериті та в

карбідній евтектиці зменшується, а заліза збільшується, що призводить до формування карбідної евтектики на базі карбідів Cr_{23}C_6 та легованого $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$. У вихідному стані в структурі сталі Х12Ф1Л присутні оксидні фази Fe_2O_3 . Після застосування газодинамічного впливу на розплав оксидні фази в структурі відсутні. Межа міцності зразків сталі Х12Ф1 у вихідному стані після термічної обробки складає 120–125 МПа, у той час, як кристалізація із застосуванням газодинамічного впливу дещо збільшує цей інтервал, а саме, 140–148 МПа для плавки № 2, 151–158 МПа для плавки № 3, 133–138 МПа для плавки № 4 (> на 20%). Також при застосуванні газодинамічного впливу спостерігається збільшення щільності сталі.

Список літератури

1. Деклараційний патент, Україна МПК (2006) B22D 18/00 Спосіб отримання виливків / Селівьорстов В. Ю., Хричиков В. Є., Доценко Ю. В. № 28858 заявл. 03.08.2007, опубл. 25.12.2007 Бюл. № 21.
2. Деклараційний патент, Україна МПК (2006) B22D 18/00 Пристрій для отримання виливків / Селівьорстов В. Ю., Хричиков В. Є., Доценко Ю. В. № 28859 заявл. 03.08.2007, опубл. 25.12.2007 Бюл. № 21.
3. Selivorstov V. Gas-dynamic influence on the structure of cast of A356 alloy / V. Selivorstov, Y. Dotsenko, K. Borodianskiy // Herald of the Donbass State Engineering Academy. Collection of science papers. – 2010. – № 3 (20). – P. 234–238.
4. Селівьорстов В. Ю. Використання технології газодинамічного впливу на розплав при литті по витоплюваним моделям / В. Ю. Селівьорстов, П. Д. Куш // Вісник Національного технічного університету «ХПІ». Збірник наукових праць. Тематичний випуск: Нові рішення в сучасних технологіях. – Харків : НТУ «ХПІ» – 2010. – № 4 – С. 89–94.
5. Селівьорстов В. Ю. Дослідження газодинамічного впливу на властивості литої вуглецевої сталі / В. Ю. Селівьорстов // Теорія и практика металургії. – 2007. – № 4–5. – С. 22–25.
6. Особливості структуроутворення литої вуглецевої сталі при газодинамічному впливі / [В. Ю. Селівьорстов, В. Є. Хричиков, В. З. Куцова та ін.] // Теорія і практика металургії. – 2009. – № 5–6. – С. 80–85.

УДК 621.714.3:658.56

Губенко С. И.¹

Беспалько В. Н.²

Балева Ю. И.³

¹д-р техн. наук, профессор каф. материаловедения НМетАУ

²канд. техн. наук, доцент каф. материаловедения НМетАУ

³аспирант НМетАУ

СНИЖЕНИЕ ЗАГРЯЗНЕННОСТИ СТАЛИ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИМИ ВКЛЮЧЕНИЯМИ ПРИ ОТЛИВКЕ ЦЕНТРОБЕЖНОЛИТЫМ СПОСОБОМ

Неметаллические включения всегда были и на сегодняшний день остаются предметом многочисленных исследований и дискуссий. Неметаллические включения являются одним из главных показателей качества готовой продукции, поэтому необходим всесторонний анализ их влияния на структурные параметры стали. Влияние включений на разрушение стали является одной из наиболее давних и сложных проблем металловедения, охватывающей широкий круг явлений, связанных с типом включения, его связью с матрицей, химическим составом и структурой матрицы, условиями обработки [1]. При изготовлении качественных центробежнолитых труб необходимо контролировать весь комплекс металлургических и литейных параметров, начиная от выплавки стали в печи до извлечения готовой трубы из горизонтальной центробежной машины, т. к. они являются неотъемлемой частью технологического процесса и оказывают значительное влияние на свойства выпускаемой продукции. Неметаллические включения являются одним из главных показателей качества готовой продукции, поэтому необходим всесторонний анализ их влияния на структурные параметры стали.

Материалы и методика. Исследовали центробежнолитые трубы из углеродистой стали марки St52.0 в которых были обнаружены трещины на внешней и внутренней поверхностях. Для выявления причин низкого качества труб анализировали химический состав плавок, а также содержание и распределение неметаллических включений. Исследованию подвергали трубы промышленных плавок, полученные в электродуговой печи.

Химический состав стали St 52.0 (0,17–0,22% C; 1,0–1,6% Mn; 0,20–0,55% Si; ≤0,040% S; ≤0,040% P) соответствовал требованиям DIN 1629. Идентификацию неметаллических включений проводили металлографическим методом в светлом и темном поле, поляризованном свете. Поскольку образование трещин может быть связано с хи-

мической неоднородностью отливок был проведен анализ распределения химических элементов с помощью спектроанализатора «SPECTROMAXx».

Результаты исследования и их обсуждение. Анализ химического состава показал, что плавки, из которых были получены трубы низкого качества, отличались повышенным содержанием углерода, серы и фосфора. Трещины преимущественно возникали в участках, прилегающих к переднему концу центробежнолитой трубы, где более сильно выражена ликвация углерода и вредных примесей серы и фосфора. В сегрегационных слоях наблюдали повышенное или граничное, а иногда и превышающие допустимые (согласно DIN 1629) значения содержание этих элементов. Ликвация кремния и марганца была выражена в меньшей степени.

Микроструктурный анализ образцов показал, что в центробежнолитой стали St 52.0 присутствует небольшое количество эндогенных неметаллических включений, представляющих собой железо-марганцевые сульфиды силикаты и мелкие оксиды. Общее количество эндогенных включений составляло менее 1,0 балла. Отмечено значительное количество экзогенных включений различных размеров, которые попали в сталь из изоляционного покрытия изложницы. Такие грубые частицы нарушают сплошность металла, понижают его прочность, поскольку являются причиной концентраций напряжений. Кроме того, вибрации кокиля при заливке металла в центробежную машину ЦЛ-117 и кристаллизации стали приводит к появлению дополнительных напряжений в отливке, которые способствуют образованию трещин по межфазным границам неметаллическое включение – матрица и по границам зерен.

Зарождение трещин является результатом сильной локальной концентрации напряжений, чаще всего располагаются у дислокационных конфигураций, наиболее часто, трещины возникают у вершин скоплений дислокаций вблизи каких-либо барьеров: включений, избыточных фаз, границ зерен, двойников, сидячих дислокаций и т.д. [2].

Металлографический анализ образцов показал, что вблизи макротрещины были обнаружены тонкие трещины, имеющие светло-голубую окраску из-за окисления при изготовлении микрошлифа. Эти трещины образуются на грубых экзогенных включениях представляющие собой скопление частиц в виде «закрученных» цепочек (рис. 1 а, б). Включения имеют серо-коричневый цвет с мелкими трещинами.

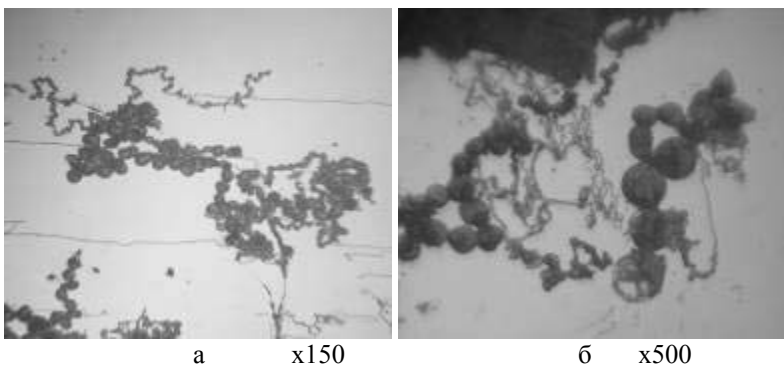


Рисунок 1 – Экзогенные включения в стали St 52.0

Эти включения являются экзогенными и представляют собой частицы шлака, окисной пленки по границам трещин. Эти включения, располагаются по границам первичных дендритов, где еще присутствуют ликваты в зонах кристаллизации и остаточной части расплава и могут проникать вглубь отливки.

Выводы. Таким образом, на образование трещин в центробежнолитых трубах из стали St 52.0, влияет химическая и структурная неоднородность, которая возникает при кристаллизации отливок. Неудовлетворительное качество песчаного покрытия и шихтовых материалов, применяемых при отливке, приводит к образованию грубых экзогенных включений. Микротрещины образуются на экзогенных включениях, которые расположены преимущественно на границах раздела участков обогащенных и обедненных вредными примесями.

Список литературы

1. Губенко С. И. Неметаллические включения в стали / С. И. Губенко, В. В. Парусов, И. В. Дервянченко. – Днепропетровск : АРТ-ПРЕСС, 2005. – 536 с.
2. Золоторевский В. С. Механические свойства металлов / В. С. Золоторевский. – Металлургия, МИСИС, 1998. – 400 с.

ВПЛИВ ЕШН НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ МЕТАЛУ ПРИ НАПЛАВЛЕННІ БЛИЗЬКИХ ЗА ХІМІЧНИМ СКЛАДОМ СТАЛЕЙ

Приведені дослідження по впливу електрошлакового наплавлення близьких марок сталей на механічні властивості відновлених деталей електровозів.

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 напавленні (ЕШН). В процесі ЕШН в результаті рафінування активним шлаковим розплавом метал, який переплавляється, очищується від шкідливих домішок, газів, неметалевих включень, а направлена знизу догори кристалізація забезпечує утворення щільної структури [1]. Використання цього методу особливо перспективне для відновлення деталей рухомого складу залізничного транспорту [2]. Відновлення деталей складається з наплавлення замість зношеного елементу деталі електрошлакової заготовки з певними припусками на механічну обробку [3].

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. Присутність в цих зонах несприятливої крихкої структури, плівкових неметалевих вкраплень, пор, дефектів газового походження викликає руйнування відновлених деталей по зоні сплавлення. В процесі експлуатації електровозів марок ЧС-4, ЧС-8 з ладу виходить «шестерня» – деталь ходової частини електровозу, яка виготовлена зі сталі 45ХН, масою 145,5м кг. В ній зношується шліцьове з'єднання і внутрішня різьба на ступиці (рис. 1), в той час як зубчаста передача в більшості випадків не зношується. Шліцьове з'єднання працює на згин з крученням, а руйнування відбувається із – за значних динамічних навантажень.

Для відновлення зношеної деталі було запропоновано провести відновлення сталлю з більшим рівнем механічних властивостей з метою підвищення ресурсу роботи відновленої деталі електровозу (тобто збільшити міжремонтний період). В якості пари для наплавлення було запропоновано на сталь 45ХН наплавити сталь 20ХН3А, тому що цією маркою сталі проводять відновлення на підприємстві і вона має більш високий рівень механічних властивостей.



Рисунок 1 – Деталь привоу електровоза «шестерня»

Зміна хімічного складу відбувається від металу основи до наплавленого по зоні сплавлення (табл. 1). Хімічний склад відрізняється тільки по вуглецю і нікелю. В таблиці 1 не представлені дані хімічного складу зони сплавлення, тому що визначити її хімічний склад неможливо із – за її малого розміру (ширина 150–200 мкм). В зоні сплавлення метал має хімічний склад, середній між сталлю 45ХН і сталлю 20ХН3А. Спостерігається різниця по вмісту вуглецю (близько 0,3%) і нікелю (близько 2%). Вміст усіх елементів знаходиться в межах ГОСТ 1050–88.

При напавленні близьких за хімічним складом сталей провели випробування зразків до і після термічного оброблення (табл. 2).

Таблиця 1 –Хімічний склад напавлення сталі 20ХН3А на сталь 45ХН

Марка сталі, ГОСТ	Вміст елементів, %							
	C	Si	Mn	Ni	Cr	не більше		
						P	S	Cu
45ХН ГОСТ 1050 – 88	0,41... 0,49	0,17... 0,37	0,5... 0,8	1,0... 1,4	0,45... 0,75	0,035	0,035	0,3
45ХН основа	0,43	0,24	0,53	1,14	0,53	0,024	0,020	0,14
20ХН3А ГОСТ 1050 – 74	0,17... 0,24	0,17... 0,37	0,3... 0,6	2,75... 3,15	0,6... 0,9	0,025	0,025	0,3
Електрод 20ХН3А	0,19	0,22	0,46	2,80	0,59	0,013	0,020	–
Напавлений метал 20ХН3А	0,20	0,15	0,46	2,71	0,62	0,027	0,022	–

Таблиця 2 – Механічні властивості металу при напавленні сталі 20ХН3А на сталь 45ХН

Марка сталі, ГОСТ	Механічні властивості					
	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	Ψ , %	KCU, МДж/м ²	НВ
45ХН ГОСТ 4543–71	717	–	11,0	52,9	0,565	197
20ХН3А ГОСТ 4543–71	950	750	12,0	55	1,1	–
Вимоги для деталі (дані СТП)	686	–	10,0	–	–	217...241
Метал ЕШН без термічного оброблення	798	–	8,0	28	0,2	$\frac{187...197}{207}$ *
Метал ЕШН після термічного оброблення	849	–	9,0	43	0,42	$\frac{289}{241}$ *

Примітка: * – чисельник – метал основи, знаменник – напавлений метал.

В литому стані до термічного оброблення показники ударної в'язкості металу зони сплавлення значно менші, ніж основного і напавленого металів, що пояснюється неоднорідністю структури металу зони сплавлення. Травлення шліфів показало, що зразки розривалися по металу основи, з чого можна зробити висновок, що метал зони сплавлення і напавленої сталі мають кращі показники механічних властивостей. Термічне оброблення сприяє покращенню мікроструктури металу зони сплавлення, і як наслідок, підвищує механічні властивості відновленої деталі.

Таким чином, напавлення сталі 20ХН3А на сталь 45ХН дозволяє отримати заготовки з високим рівнем механічних властивостей, набагато вищими за вимоги до металу деталей електровозів. Такий результат, крім інших факторів, досягається також завдяки термічному обробленню відновлених деталей, режим якого підбирали відповідно до хімічного складу зони сплавлення. Тільки в цьому випадку можливо отримати високі показники механічних властивостей відновлених деталей.

Список літератури

1. Рябцев И. А. Наплавка деталей машин и механизмов [Текст] / И. А. Рябцев. – К. : Екотехнологія, 2004. – 160 с.
2. Парахневич Є. М. Відновлення деталей електрошлаковим методом / Є. М. Парахневич, Б. С. Сперанський, Ю. П. Петруша // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2000. – № 2. – С. 49–51.
3. Кусков Ю. М. Электрошлаковая наплавка [Текст] / Ю. М. Кусков, В. Н. Скорыходов, И. А. Рябцев, И. С. Сарычев. – М. : Наука и технология, 2001. – 189 с.

УДК 620.183.2; 330.341

Бялік Г. А.¹

Гонтаренко В. І.²

Бажміна Е. А.³

¹канд. техн. наук, доцент ЗНТУ

²канд. техн. наук, професор ЗНТУ

³старш. викладач ЗНТУ

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ В ЛИТОЙ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ, ВЫПЛАВЛЕННОЙ В ИНДУКЦИОННЫХ ЭЛЕКТРОПЕЧАХ МАЛОЙ ЕМКОСТИ

В настоящее время в условиях единичного и мелкосерийного производства получили распространение индукционные печи малой емкости (60 кг и менее). Разливка металла из этих печей, как правило, производится ковшами емкостью от 5 до 10 кг. Условия выплавки и разливки стали при этом значительно отличаются от аналогичных показателей в более крупных плавильных агрегатах. В первую очередь следует отметить высокую скорость охлаждения стали и связанное с этим сокращение времени пребывания металла в жидком состоянии.

Для конечного раскисления стали обычно используют алюминий, реже – комплексное раскисление алюминием в сочетании с редкоземельными (РЗМ) и щелочноземельными (ЩЗМ) элементами. При этом вначале алюминий переводит кислород из активной формы в пассивную, затем щелочноземельные и редкоземельные элементы нейтрализуют вредное влияние серы, связывая последнюю в комплексные включения, расположенные дезориентировано относительно границ литых зерен.

Термодинамические и термокинетические расчеты показали, что при разливке стали малыми ковшами и раскислении алюминием не все первичные включения глинозема успевают удалиться из расплава за счет всплывания. Значительная часть этих включений неизбежно останется в твердом металле. Известно, что это остроугольные включения, неблагоприятные с точки зрения зарождения и распространения трещин.

При раскислении стали силикокальцием образуются комплексные включения силикатов кальция. Плотность указанных включений в среднем на 25% меньше плотности включений глинозема, что способствует их более быстрому удалению из стали. Избыток силикокальция расходуется на частичную десульфурацию и модифицирование стали. На основании анализа термодинамических и термокинетических рас-

четов логично было предположить, что для раскисления малых объемов стали целесообразно применять лигатуры, содержащие щелочно-земельные элементы без предварительного раскисления алюминием.

Для проверки теоретических расчетов в ЗНТУ на кафедре «Машины и технология литейного производства» были проведены опытные плавки стали 20Л в 60-кг индукционной электропечи с кислой футеровкой. Масса шихты составляла 30 кг. После расплавления металла и доведения химического состава до заданного стали разливали фракционно в песчано-глинистые формы для получения литых образцов ковшами емкостью 10 кг. Конечное раскисление фракций производили в ковшах соответственно алюминием, силикобარიем и силикокальцием. Литые образцы после термообработки (нормализации и высокого отпуска) испытывали на ударную вязкость. Показатели ударной вязкости стали, раскисленной силикокальцием, значительно превосходили аналогичные показатели металла, раскисленного силикобарием и алюминием.

На световых металлографических микроскопах изучали неметаллические включения и микроструктуру опытного металла, стали, раскисленной алюминием, были обнаружены скопления включений глинозема неправильной и остроугольной формы, в стали, раскисленной силикокальцием наблюдались комплексные включения силикатов кальция глобулярной формы, равномерно распределенные в объеме металла, в стали, раскисленной силикобарием – включения глобулярной и неправильной формы.

При исследовании микроструктуры литой стали установили, что в стали, раскисленной алюминием, на фоне ферритной структуры встречались остроугольные включения перлитной составляющей. В стали, раскисленной силикобарием и силикокальцием наблюдали эффект модифицирования: равномерное распределение перлитной составляющей и уменьшение размеров литого зерна.

После термической обработки сталь, раскисленная силикокальцием и силикобарием, характеризовалась мелкозернистой и равномерно распределенной феррито-перлитной микроструктурой. В стали, раскисленной алюминием, перлитная составляющая распределялась неравномерно, образуя локальные скопления.

Исследовали макроизломы образцов опытного металла после испытаний на ударный изгиб. В центральной зоне образцов стали раскисленной алюминием и силикобарием выявлены зоны кристаллического макроизлома. Излом стали, раскисленной силикокальцием, был волокнисто-вязким по всему сечению.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ УГЛЕРОДА И ФОСФОРА НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОМАРГАНЦЕВОЙ СТАЛИ

Возможность контроля и управления физико-механическими и служебными характеристиками высокомарганцевой стали магнитными методами постоянно привлекает внимание исследователей, этому направлению посвящено значительное количество работ, но многие факторы еще нуждаются в дополнительном изучении и объяснении.

В настоящей работе исследовали влияние возрастающих концентраций углерода (в пределах марочного состава стали 110Г13Л по ГОСТ 977-88) и фосфора (выше верхнего предела его содержания) на физико-механические и магнитные свойства высокомарганцевой стали при постоянных концентрациях остальных основных элементов.

Изменения физико-механических свойств исследованных сталей (σ_B – предел прочности, σ_{02} – условный предел текучести, δ – относительное удлинение, Ψ – относительное сужение, КСЧ – ударная вязкость) в зависимости от содержания углерода в опытных плавках приведены на рис. 1.

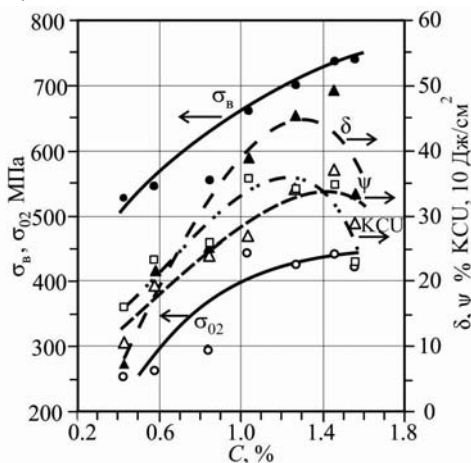


Рисунок 1 – Зависимость механических свойств исследованных сталей от содержания углерода

Как видно, прочностные характеристики (σ_b и σ_{02}) с увеличением концентрации углерода монотонно возрастали, а пластические (δ , Ψ , КСУ) имели экстремальную зависимость с точкой экстремума в пределах 1,25–1,30% углерода. Полученные тенденции коррелирует с результатами других исследователей [1, 2, 3].

Повышение прочностных характеристик объясняется образованием мартенситных фаз, а также упрочнением марганцовистого аустенита углеродом, создающим препятствия перемещению дислокаций при внешнем воздействии [2]. Однако количество $P_{\alpha'}$ возникшего в результате деформации α' – мартенсита в исследуемых образцах незначительно (в пределах сотых долей процента), что не может быть основной причиной упрочнения стали при ее внешнем нагружении.

Экстремальное изменение пластических характеристик также связано с особенностями марганцовистого аустенита. Вначале, с изменением концентрации углерода от 0,6 до 1,25–1,30% их повышение объясняется увеличением стабильности аустенита [3]. В дальнейшем, при превышении этого уровня, снижение пластических характеристик объясняется поведением карбидов [4]. Это связано с тем, что концентрация углерода 1,3% близко подходит к границе его растворимости в марганцовистом аустените, вследствие чего при повышении концентрации углерода 1,3% в структуре литой стали увеличивается количество крупных карбидов по границам и внутри аустенитных зерен, а также дисперсных пластинчатых карбидов вдоль кристаллографических плоскостей. При проведении термической обработки растворение крупных карбидов способствует возникновению в металле микропустот, а вероятность получения остаточных карбидов после термической обработки становится тем больше, чем выше содержание углерода. Оба этих фактора и приводят к снижению пластических свойств металла.

Магнитометрические исследования были выполнены на образцах стали с содержанием углерода 0,58, 0,85, 1,04, 1,27 и 1,56%. При этом в образцах стали с 0,58% углерода после закалки наблюдается аустенитная структура с небольшим количеством $P_{\alpha}=0,03\%$ α -фазы, а в стали с содержанием углерода 0,85, 1,04, 1,27 и 1,56% – только аустенитная фаза ($P_{\alpha}=0,00\%$).

Таким образом, основной фазой определяющей механические свойства исследуемых образцов высокомарганцевой стали является аустенит. Для образцов вырезанных из шейки после пластического разрыва определяли содержание $P_{\alpha'}$ возникшего в результате деформации α' – мартенсита деформации ($P_{\alpha'}=0,01\dots0,08\%$).

Представляло интерес выяснить влияние углерода на парамагнитную удельную магнитную восприимчивость χ_0 аустенита. Из рис. 2

видно, что с увеличением содержания углерода уменьшается χ_0 , т.е. увеличивается стабильность аустенита и улучшаются механические свойства.

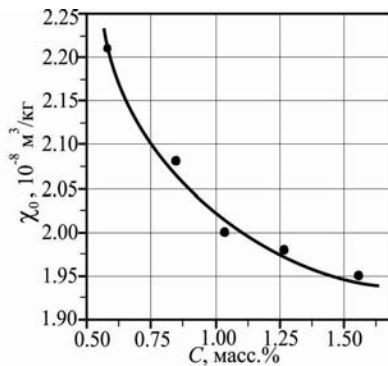
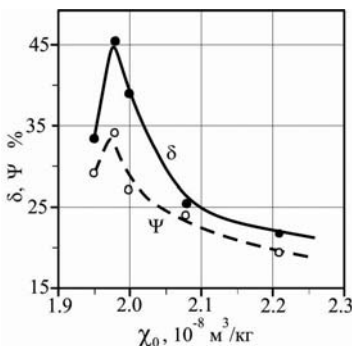
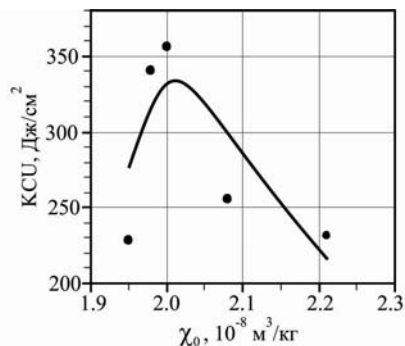


Рисунок 2 – Влияние содержания углерода C (при одинаковом содержании других легирующих элементов) на магнитное состояние аустенита (параметр χ_0)

Магнитное состояние аустенита коррелирует со свойствами стали: с понижением χ_0 возрастают прочностные характеристики показатели пластичности. Зависимости относительного удлинения δ и сужения Ψ от парамагнитной удельной магнитной восприимчивости χ_0 аустенита имеют вид, представленный на рис. 3 а.



а)



б)

Рисунок 3 – Зависимость относительных удлинения δ и сужения Ψ (а) и ударной вязкости КСЧ (б) от парамагнитной удельной магнитной восприимчивости χ_0 аустенита

Зависимость ударной вязкости КСУ от магнитного состояния аустенита представлена на рис. 3б и характеризуется экстремумом. Такое поведение соответствует образцам стали с концентрациями углерода близкими к 1,3%, что и объясняет такую зависимость.

Вредное влияние фосфора на свойства высокомарганцевой стали объясняется образованием хрупких соединений фосфидов железа и марганца, сложной карбидофосфидной эвтектики, которые располагаются в межосных пространствах дендритов и по границам зерен. При повышении содержания фосфора от 0,2% и выше увеличивается количество $P\alpha$ -фазы образцов исследуемой стали и при этом значительно ухудшаются физико-механические характеристики высокомарганцевой стали, износостойкость, увеличивается ее склонность к образованию трещин, укрупнению аустенитного зерна и транскристаллическому строению.

Проведенные исследования показали, что используя магнитный метод можно прогнозировать возможность обобщенного метода контроля качества отливок из высокомарганцевой стали одновременно по нескольким негативным параметрам: повышенному содержанию фосфора, повышенному содержанию углерода, некачественной термической обработке и др.

Список литературы

1. Ghasri-Khouzani M. Effect of carbon content on the mechanical properties and microstructural evolution of Fe-22Mn-C steels [Text] / M. Ghasri-Khouzani, J. R. McDermid // Materials Science & Engineering A. – 2015. – № 621. – P. 118–127.
2. Власов В. И. Литая высокомарганцевистая сталь [Текст] / В. И. Власов, Е. Ф. Комолова. – М. : Машгиз, 1963. – 195 с.
3. Богачев И. Н. Структура и свойства железомарганцевых сплавов [Текст] / И. Н. Богачев, В. Ф. Еголаев. – М. : Металлургия, 1973. – 296 с.
4. Давыдов Н. Г. Высокомарганцевая сталь [Текст] / Н. Г. Давыдов. – М. : Металлургия, 1979 – 176 с.

УДК 004.932.2

Гнатушенко В. В.¹

Матвеева М. О.²

Калініна Н. Ю.³

Клімович Б. В.⁴

¹д-р техн. наук, професор НМетАУ

²д-р техн. наук, професор НМетАУ

³канд. техн. наук, НМетАУ

⁴мол. наук. співроб. НМетАУ

ІНФОРМАЦІЙНІ ТЕХНОЛОГІЇ СТРУКТУРНОГО АНАЛІЗУ ЦИФРОВИХ ЗОБРАЖЕНЬ ЗАЛІЗОВУГЛЕЦЕВИХ СПЛАВІВ

Одним з найбільш зручних підходів до опису структури зображень є ієрархічний. Формування ієрархії для опису зображень, як правило, пов'язано із побудовою компонент із окремих частин зображень. Компонентне подання шляхом ієрархічного опису водночас має властивість цілісності і деталізації та дозволяє аналізувати об'єкт на відповідному рівні абстрагування. Інформативність ієрархічних ознак, як правило, суттєво вища. Застосування ієрархії в описі структури зображення в цілому поліпшує інтегральні властивості співставлення в сенсі стійкості до впливу адитивних шумів на зображенні. При цьому зменшується можливість відокремити вплив просторових викривлень або зміну фону через побудову ознак вищого рівня на основі описів елементів нижчих рівнів.

Входом n -го рівня опису досліджуваного об'єкта зображення є сукупність його описів в термінах рівня $n-1$. Сукупність таких описів аналізується й групується з метою створення нових, більш складних описів, які будуть аналізуватися на наступному рівні структури зображення.

Введення ієрархічного аналізу зазвичай збільшує обчислювальну складність обробки. Але використання відносин при побудові ієрархії призводить до зростання базового числа ознак, які можна застосувати при розпізнаванні. Однак дослідження багатьох авторів показали, що шляхом побудови підмножини ієрархічного опису можливо скоротити об'єм обчислень у порівнянні із традиційним підходом у 2–3 рази без суттєвого зниження показника завадостійкості.

В роботі запропоновано ієрархію $H(Z)$ стосовно опису Z , яку можна подати як скінченну множину $H(Z) = (h_1, \dots, h_n)$ – ієрархічну структуру, що повністю описує зображення, тобто: $h_n = f(h_{n-1})$, f – функція переходу між рівнями, що реалізує процес «групування» або вибору характерних ознак нижнього рівня. Випадок h_1 відповідає вихі-

дному опису Z зображення. Нами було обрано варіант побудови $H(Z)$ для множини характерних ознак, виходячи безпосередньо із множини Z . Тому $h_n = f_n(Z)$ і ієрархія визначається функціями f_n . Зазначене ієрархічне подання дозволяє аналізувати зображення і його частини на відповідному рівні абстрагування завдяки, водночас, цілісності і деталізації опису його компонент. Аналіз і співставлення може відбуватись як незалежно за рівнями, так і із використанням узагальненої міри подібності, що містить множину описів різних рівнів. В результаті об'єкт розпізнавання подається як багатоелементна сукупність компонент, для яких обчислюється значення вектору ознак. Зазначимо, що для деяких задач співвідношення на множині характеристик різних рівнів можуть бути більш інформативні, ніж самі характеристики деякого рівня. Оскільки елементи опису Z містять інформацію як про координати, так і про характеристики зображення, то ієрархія $H(Z)$ передбачає як просторове, так і дескрипторне групування елементів, яке може бути реалізоване різними шляхами.

В роботі було розвинено ідею дворівневої структури зображень, як показано на рис. 1.

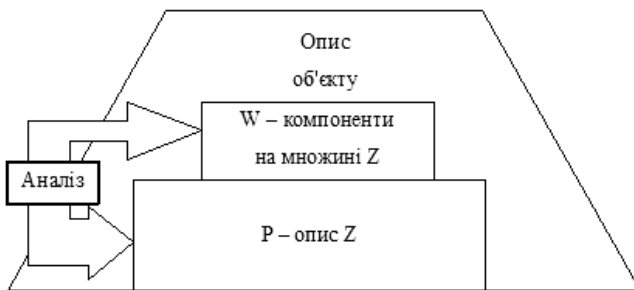


Рисунок 1 – Дворівневе ієрархічне подання зображення

В описі зображень на іконічному рівні (рівні піксель) використовується статистичний аналіз розподілу $\{a_i\}$. Вважається, що виявлення суттєвої зміни $a_j \in \{a_i\}$ є значущою ознакою, тобто наявністю досліджуваного об'єкта на зображенні, цей принцип використовується, зокрема, при пошуку границь об'єктів на зображенні. Більш точний аналіз може бути заснований на оцінці відносної зміни кореляції елементів $\{a_i\}$. Сегмент – елемент другого рівня в структурі зображення, є однорідною за яскравістю областю зображення, яскравість усереднюється по множині пікселів, що утворюють даний сегмент.

Зазначимо, що практичне застосування статистичного підходу в аналізі зображень має наступні основні особливості:

а) відокремлення значимого об'єкту на зображенні, а також його повне представлення не завжди можливе, навіть при попередній обробці зображення;

б) статистичний підхід дозволяє одержати інтегральні характеристики зображення чи його частин, але не дозволяє інтерпретувати їхню структуру.

Висновок: у роботі розроблена комп'ютерна модель структурного аналізу цифрових зображень структур легованих залізвуглецевих сплавів на основі ієрархічного розбиття первинних даних, що дозволяє більш чітко та якісно визначати структурні елементи.

Список літератури

1. Кузнецов А. Г. Структурные представления и методы кодирования графических изображений в интеллектуальных телекоммуникационных системах: диссертация кандидата технических наук: ГОУ ВПО «Ижевский государственный технический университет. – Ижевск, 2008. – 167 с.

2. Калымков В. Структурная модель полутонового изображения и ее использование в задаче сегментации изображений / Владимир Калмыков, Виталий Вишневецкий, Татьяна Власова // Материалы XIVth International Conference «Knowledge-Dialogue-Solution» KDS 2008, Varna, Bulgaria, June-July 2008.

3. Перфильев Д. А. Описание структуры и алгоритм анализа микроструктурных металлографических изображений деформируемых алюминевых сплавов: Дис. канд. техн. наук: 05.13.17; – Красноярск, 2007.

УДК 669.14:893.154.4

Самойлов В. Е.¹

Мажара В. С.²

¹канд. техн. наук, доцент ЗНТУ

²бакалавр, ЗНТУ

МОДИФИЦИРОВАНИЕ И РАФИНИРОВАНИЕ ПОРОШКООБРАЗНЫМ ФЕРРОСИЛИКОБАРИЕМ СТАЛИ ДЛЯ ОТЛИВОК

В ряде научных работ отмечается, что барий не принимает активного участия в процессах раскисления, инертен к примесям в стали и не обнаруживается в продуктах взаимодействия с металлом, а рассматривается лишь как элемент-разбавитель, понижающий упругость пара кальция в расплавах и, таким образом, улучшающий эффектив-

ность его использования. Несмотря на это, интерес к барью, как модификатору и рафинизатору стали не уменьшается.

Исследования проводили на литой стали 25Л (0,25% С; 0,66% Мn; 0,52% Si; 0,025% Р; 0,057% S).

Металл расплавляли в печи сопротивления с графитовым нагревателем в алуновом тиглях. В рабочем объеме печи поддерживали нейтральную атмосферу (расход аргона 10 м³/ч). С помощью термопары ПР30/6 и милливольтметра МПЩПр измеряли температуру в печи.

В исследованиях использовали кусковой ферросилиций с барием марок Фс65Ba17 (18% бария) или Фс55Ba32 (33% бария), который дробили и просеивали по фракциям.

Порошкообразный реагент (фракция 0,25 мм), помещался в рабочий бункер, специальной установки, который герметично закрывался.

При получении заданной температуры расплава (1853 К) его раскислили алюминием (0,07%) и опускали фурму (алуновую трубку) на 1/3 высоты жидкого металла в тигле. Затем подавали аргон в рабочий бункер (10 м³/ч), и смеситель (5 м³/ч) направлял порошкообразный реагент в струе нейтрального газа в расплав. Время продувки 75 секунд. Присадку ферросиликобария изменяли от 0,25% до 2,50%.

Химическим анализом состава стали 25Л после продувки порошками ферросиликобария установили снижение содержания серы в стали до 40%. При этом степень десульфурации зависела в основном от содержания бария в лигатуре и величины ее присадки. Чем было выше содержание бария в ферросплаве, тем больше степень десульфурации. Количество вводимой лигатуры ограничивалось содержанием кремния, так как при продувке жидкой стали растущими количествами порошкообразного ферросиликобария пропорционально увеличивалось содержание кремния в металле.

Эффект дефосфорации отсутствовал.

Металлографические исследования показали, что положительный эффект от обработки стали порошкообразным ферросиликобарием в струе аргона достигался за счет уменьшения концентрации серы, глобуляризации неметаллических включений и снижения общего индекса загрязненности металла.

Коэффициент глобуляризации (Кг) неметаллических включений с увеличением количества вводимого ферросиликобария возрастал и при максимальном значении присадки (2,5%) увеличивался в 2,5 раза, по сравнению с исходным металлом, а общий индекс загрязненности стали уменьшился в 2 раза. При этом общее количество оксидов выросло в 10 раз, а количество общих сульфидов и оксисульфидов уменьшилось в 4 и 2,5 раза соответственно.

Установлено також, що обробка сталі силіцидами бария зменшала розміри сульфидів і окисульфидів майже в 2 рази порівняно з вихідним металом. Розміри глобулярних оксидів в діапазоні всіх присадок не змінювались.

Следоватально, метод вдування порошкообразного ферросилікобария в струмі нейтрального газу дозволив знизити вміст сірки, забрудненість сталі неметалічеськими включеннями, зменшити їх кількість і розміри, з ефектом глобуляризації.

УДК 621.74

Жарчинський І. В.¹

Момот М. А.²

Кудін В. В.³

¹директор ТОВ «Твінс-Сервіс ЛТД», Запоріжжя, Україна

²інженер-технолог ТОВ «Твінс-Сервіс ЛТД», Запоріжжя, Україна

³канд. техн. наук, доцент ЗНТУ

ЛЕГУВАННЯ ВАНАДІЄМ ВИСОКОМАРГАНЦЕВИХ СТАЛЕЙ

Не дивлячись на багатолітній досвід виробництва високомарганцевої сталі, багатовисхідні 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 однотипові 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 висчерпані. Тому важливою і актуальною задачею являється підвищення якості виливків із високомарганцевої сталі за рахунок раціонального легування і модифікування.

В даній роботі вивчали вплив легування ванадієм на структуру та властивості виливків із високомарганцевий сталі, також удосконалювали режим термічної обробки легованої сталі.

Високомарганцеву сталь 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 легування сталі використовували ферованадій марки FeV80. На ПАТ «Мотор-Січ» проводились механічні випробування та металографічний аналіз. Дослідження розподілу ва-

надію в високомарганцевій сталі проводили на сирих і термооброблених зразках.

У сталі, легованій ванадієм, крім основної карбідної і фосфідної фази, відбувається утворення додаткової фази збагаченої ванадієм. Ванадієві виділення представляють собою округлі або багатогранні частини, розташовані як усередині зерна, так і в прикордонних зонах. Металографічними дослідженнями було встановлено, що неметалеві включення мають розмір від 10 мкм до 0,05 мкм.

Кількісний аналіз карбідного осаду, загартованих на аустеніт зразків показав, що 70...80% ванадію знаходиться в матриці твердого розчину і 7...8% в карбідах. Такий розподіл ванадію в сталі обумовлює зміцнення твердого розчину аустеніту.

Ванадій володіє великою хімічною спорідненістю до азоту і, як показали металографічні досліді, на шліфах завжди виявляються біло-рожеві кристали нітриду і золотисто-рожеві з червонуватим відтінком карбонітриди ванадію. Ці включення зазвичай розташовуються ізольовано або групами всередині зерен аустеніту. Карбонітриди володіють високою температурою дисоціації і завжди виявляються в металі незалежно від температури нагріву аж до температури кристалізації. Це дозволяє вважати, що ванадій може регулювати процеси кристалізації сталі і ефективно подрібнювати аустенітне зерно (табл. 1).

Таблиця 1 – Вплив присадок ванадію на розмір аустенітного зерна

Вміст ванадію, %	сліди	0,18	0,24	0,34	0,44	0,80
Довжина границь зерен аустеніту, мм/мм ²	20,0	25,7	28,24	33,2	35,0	36,4

Сприятливий вплив ванадію на подрібнення зерна аустеніту пов'язано з частками нітридів і карбонітридів, що випадають з розчину в процесі кристалізації сталі. Встановлено, що ванадій, сприяючи формуванню рівноосної дрібнозернистої будови аустеніту високомарганцевої сталі, підвищує її щільність за рахунок зменшення міжкристалічної пористості (табл. 2).

Таблиця 2 – Вплив ванадію на щільність сталі 110Г13Л

Вміст ванадію, %	сліди	0,18	0,24	0,34	0,44	0,80
Щільність, кг/м ³	7783	7803	7807	7800	7778	7730

Аналіз даних наведених у табл. 2 показує, що при підвищенні концентрації ванадію в сталі до 0,24% щільність сталі збільшується з 7783 до 7807 кг/м³, при подальшому підвищенні ванадію щільність

сталі знижується стає нижче, ніж щільність серійної сталі. Можна припустити, що причиною цього є неметалеві включення евтектичного типу, які були виявлені на шліфах при металографічних дослідженнях (табл. 3).

Таблиця 3 – Вплив присадки ванадію на ступінь забрудненості сталі 110Г13Л неметалевими включеннями

Вміст ванадію, %	Індекс забрудненості, $I \cdot 10^3$			
	Загальний	По окисульфідам і силікатам	По нітридам і карбонітридам ванадію	По окислам і шпінелі ванадію
Сліди	0,420	0,420	—	—
0,18	0,620	0,186	0,483	0,021
0,24	0,996	0,179	0,787	0,030
0,44	3,874	0,170	1,292	2,412
0,71	17,740	0,172	3,548	14,020
0,80	25,000	0,169	5,000	19,831

Дані, наведені в табл. 3 показують, що індекс забрудненості сталі залежить від величини присадок ванадію. При вмісті ванадію до 0,24% індекс забрудненості сталі збільшується, в основному, за рахунок нітридів і карбонітридів ванадію. При більш високих концентраціях ванадію індекс забрудненості має тенденцію до різкого збільшення за рахунок утворення в сталі оксидів і шпінелі ванадію.

Таким чином, на підставі виконаних досліджень встановлено, що ванадій в загартованій високомарганцевій сталі може знаходитися: у твердому розчині аустеніту (70 ... 80%), в карбідах типу VC і V_2C (7 ... 8%), нітриду і карбонітриду типу VN, V_2N і V(CN) (до 7%), а також у різного роду окислах і шпінелі типу V_2O_3 , V_2O_5 , $FeO \cdot V_2O_3$.

Вплив ванадію на подрібнення структури пов'язане з зародковою дією виділяючихся карбідних, нітридних і оксидних частинок.

Оскільки ванадій є енергійним карбідоутворюючим елементом, необхідно звертати особливу увагу на зміну термічної обробки сталі, модифікованої ванадієм. Для дослідження впливу ванадію на механічні властивості високомарганцевої сталі були проведені дослідні плавки. Для кожної партії зразків з різним вмістом ванадію підбирали відповідний режим термічної обробки. Зразки для випробування механічних властивостей завантажували в піч. При досягненні температури 1050°C і після відповідної витримки при цій температурі (до 240 хв.) проводили загартування (рис. 1).

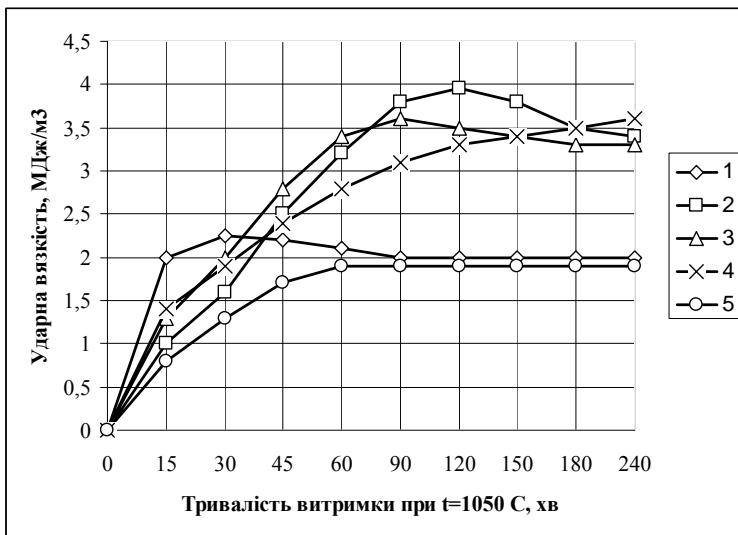


Рисунок 1 – Зміна ударної в'язкості високомарганцевої сталі при різному вмісті ванадію і різній витримці при температурі гарту
Вміст ванадію: 1 – сліди; 2 – 0,18%; 3 – 0,24...0,34%; 4 – 0,44%; 5 – 0,7...0,8%

Цей експеримент показав, що для поліпшення механічних властивостей час витримки при температурі 1050°C перед загартуванням необхідно збільшити на 25 ... 30%. Металографічними дослідженнями встановлено, що із збільшенням часу витримки карбіди ванадію поступово подрібнюються і при оптимальній витримці стають невиразними під світловим мікроскопом. Зразки сталі, що містять більше 0,6% ванадію, навіть при витримці 4 години містили велику кількість карбідів і мали знижені механічні властивості.

Вибір оптимального режиму термообробки дозволив отримати максимально можливі властивості сталі, обробленої ванадієм. Ванадій збільшує показники міцності, пластичності і в'язкості сталі 110Г13Л. Найкращі механічні характеристики отримані при присадці ванадію в кількості 0,15 ... 0,30%. Відносне подовження і звуження при цьому збільшувалася на 50 ... 60%, ударна в'язкість – на 80%, а межа міцності збільшилась всього лише на 5%. При збільшенні вмісту ванадію понад 0,6% механічні властивості сталі поступово знижувалися.

Причиною зниження пластичності і в'язкості є неметалічні включення оксидів і шпінелі, а також карбідів, загальний вміст яких збільшується по мірі підвищення концентрації ванадію. Наприклад,

при підвищенні вмісту ванадію в сталі з 0,24% до 0,8% індекс забрудненості її неметалевими включеннями зростає в 25 разів (див. табл. 1–3), відповідно механічні властивості сталі знижуються: ударна в'язкість з 3,6 до 2,2% МДж/м², відносне подовження з 35% до 18%.

Таким чином, легування ванадієм високомарганцевої сталі з відносно високим вмістом фосфору призводить до значного підвищення механічних характеристик. Пояснюється це утворенням великої кількості дрібнодисперсних неметалевих включень карбонітридів ванадію, що виступають у ролі центрів кристалізації і подрібнюючих аустенітне зерно. Протяжність границь зерен при цьому різко зростає і включення фосфідної евтектики розподіляються на більшій довжині і таким чином відбувається відносне очищення кордонів зерен. За рахунок очищення кордонів зерен і реалізується ефект модифікування.

УДК 621.74

Кузовов А. Ф.¹

Малый А. В.²

¹канд. техн. наук, доцент ЗНТУ

²технический директор ООО «УРП СОЮЗ»

РАСЧЕТ ВОЗМОЖНОСТИ ЛИТНИКОВОЙ СИСТЕМЫ КАК ПИТАЮЩЕГО ЭЛЕМЕНТА ОТЛИВКИ

В практике производства стальных отливок при расчете прибыли постоянно возникает задача: какая часть отливки в процессе затвердевания получает питание из литниковой системы? Остальная часть отливки будет питаться прибылью.

Решения этой задачи в известных методах расчетов прибылей не существует. В расчет обычно принимается масса или объем всей отливки.

Известное правило Н. Хворинова в одной из интерпретаций гласит: «Отливки с равными модулями затвердевают одновременно» (не зависимо от их конфигурации).

В то же время известный закон «квадратного корня» для приведенных толщин (модулей), согласно Б. Б. Гуляеву:

$$M_{\text{отл}} = K \sqrt{\tau_{\text{отл}}}, \quad (1)$$

где $M_{\text{отл}}$ – модуль (приведенная толщина) отливки, см,

K – константа затвердевания, см/с 0,5,

$\tau_{\text{отл}}$ – время полного затвердевания отливки, с.

Для питателя:

$$M_{\text{пит}} = K \sqrt{\tau_{\text{пит}}} , \quad (2)$$

где $M_{\text{пит}}$ – модуль (приведенная толщина) питателя, см,
 $\tau_{\text{пит}}$ – время полного затвердевания питателя, с.

В классической литниковой системе, состоящей из стояка, шлакоуловителя и питателя, последний будет определять возможность поступления жидкого металла из литниковой системы в отливку при затвердевании. Этот процесс, естественно, будет проходить до тех пор, пока питатель не затвердеет полностью. Время полного затвердевания питателя (количество питателей не имеет значения):

$$\tau_{\text{пит}} = \frac{M_{\text{пит}}^2}{K^2} \quad (3)$$

К этому времени затвердеет какая-то часть отливки.

$$\tau_{\text{пит}} = \frac{Ч_{\text{отл}} M_{\text{отл}}^2}{K^2} , \quad (4)$$

где $Ч$ – часть отливки, затвердевшая одновременно с питателем.

Из равенства 3 и 4:

$$Ч_{\text{отл}} = \frac{M_{\text{пит}}^2}{M_{\text{отл}}^2} . \quad (5)$$

Таким образом, получен очень важный вывод: «Часть отливки, затвердевшая одновременно с питателем, пропорциональна отношению их квадратов модулей».

Объем металла в отливке, затвердевшей одновременно с питателем:

$$Ч_V = \frac{M_{\text{пит}}^2}{M_{\text{отл}}^2} V_{\text{отл}} , \quad (6)$$

где $Ч_V$ – объем металла отливки, затвердевший одновременно с питателем, дм^3 ,

$V_{\text{отл}}$ – объем отливки, дм^3 .

Для практических расчетов – масса металла в отливке, которая затвердеет одновременно с питателем:

$$Ч = \frac{M_{\text{пит}}^2}{M_{\text{отл}}^2} G_{\text{отл}} \quad (7)$$

где $Ч$ – масса металла отливки, затвердевшая одновременно с питателем, кг;

$G_{\text{отл}}$ – масса отливки, кг.

Таким образом, используя формулу (7) можно решить важную для практики задачу: определить ($Ч$) и проверить возможности стояка для питания этого количества металла.

Пример расчета.

Отливка – плита $2000 \times 1000 \times 100$ мм, масса $G_{отл} = 1560$ кг (модуль отливки $M_{отл} = 5$ см);

Материал – Сталь 35Л (суммарный коэффициент объемной усадки в жидком состоянии и при затвердевании $k = 0,05$);

Литниковая система: два питателя диаметром 50 мм ($M_{пит} = 1,25$ см), стояк диаметром 70 мм, высотой 250 мм ($M_{ст} = 1,75$ см, объем $V_{ст} = 0,96$ дм³, масса $G_{ст} = 6,7$ кг).

Расчет:

Масса металла отливки, затвердевшая одновременно с питателем

$$Ч = \frac{M_{пит}^2}{M_{отл}^2} G_{отл} = \frac{1,25^2}{5^2} 1560 = 97,5 \text{ кг}$$

Для питания этого количества металла потребуется жидкого металла из стояка ($G_{ш.ст}$):

$$G_{ш.факт} = kЧ = 0,05 \times 97,5 = 4,9 \text{ кг}.$$

Проверим возможности стояка как прибыли. Количество жидкого металла в стояке, которое может быть использовано для питания отливки ($G_{ш.факт}$):

$$G_{ш.факт} = \eta V_{ст} \gamma$$

где η – коэффициент полезного действия стояка в качестве прибыли ($\eta = 0,11$);

$V_{ст}$ – объем стояка (см. выше);

γ – плотность жидкого металла ($\gamma = 7$ кг/ дм³)

$$G_{ш.факт} = 0,11 \times 0,96 \times 7 = 0,74 \text{ кг}.$$

Следовательно, нужна доливка стояка в количестве ($G_{долив.}$)

$$G_{долив.} = G_{ш.треб.} - G_{ш.факт} = 4,9 - 0,74 = 4,16 \text{ кг}$$

Остальная масса отливки ($G_{отл.приб}$) должна получить питание от прибыли

$$G_{отл.приб} = G_{отл} - Ч = 1560 - 97,5 = 1463 \text{ кг}$$

Эта масса отливки должна браться в основу при расчете прибыли.

Можно аналогично проверить возможности шлакоуловителя, если он проектируется как питающий элемент.

ІННОВАЦІЙНА НІТРОЦЕМЕНТАЦІЯ ЛЕГОВАНОЇ СТАЛІ

В останні роки широко використовують зміцнення деталей шляхом насичення їх поверхонь азотом та вуглецем при відносно низьких температурах (до 600 °С). Така обробка підвищує зносостійкість, втомну міцність і протизадирні властивості як легованої так і вуглецевої сталі, оскільки збільшує твердість поверхні і різко зменшує коефіцієнт тертя. Низькотемпературна нітроцементация знаходить все більше застосування в індустріально-розвинених країнах витісняючи традиційні методи зміцнення – азотування та цементацию.

Актуальним є випробування нового азото- та вуглецевомісного середовища для прискорення технологічного процесу ХТО.

Метою науково-дослідної роботи є дослідження впливу технологічних параметрів низькотемпературної нітроцементации на структуру та властивості легованої сталі 30Г.

Дослідження показали, що при підвищенні температури низькотемпературної нітроцементации від 500 °С до 650 °С протягом 5 годин в порошковій суміші збільшується глибина дифузійного шару від 0,14 до 0,43 мм відповідно, а поверхнева твердість зменшується від 9,5 до 8,2 ГПа. При збільшенні часу витримки ХТО від 2 до 5 годин при температурі 550 °С в порошковій суміші глибина дифузійного шару збільшується від 0,137 до 0,24 мм. Встановлено, що оптимальним режимом зміцнення поверхневого шару нітроцементацией є температура 550 °С протягом 5 годин в порошковій суміші, який забезпечує поверхневу твердість 9,3 ГПа з загальною глибиною дифузійного шару ~ 0,3 мм.

Таким чином, низькотемпературна нітроцементация дозволяє прискорити процес у 4–5 разів. Це пояснюється двома явищами: по-перше, при використанні азотовмісної речовини значно підвищується кількість активних радикалів азоту, у порівнянні з азотуванням в аміаку – до 50%; по-друге, дисперсний порошок, маючи дуже велику активну поверхню, практично відразу при досягненні заданої температури розкладається з виділенням активного атомарного азоту і вуглецю.

УДК 669.15

Остапенко В. В.

канд. техн. наук, доцент ЗНТУ

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СОДЕРЖАНИЯ СЕРЫ И МОДИФИЦИРОВАНИЯ НА ГОРЯЧУЮ ТРЕЩИНОУСТОЙЧИВОСТЬ СТАЛИ И ОПРЕДЕЛЕНИЕ ЭКОНОМИЧЕСКИ ЭФФЕКТИВНЫХ ПУТЕЙ ЕЕ ПОВЫШЕНИЯ

Исследование было выполнено по методике ЦНИИТМАШ на сталях 20ГЛ и 20ХГСЛ, содержание серы в которых варьировалось от 0,003% до 0,04%. Опытный металл был раскислен алюминием, отдельные плавки дополнительно модифицировались силикокальцием.

Образование горячих трещин происходило при температуре близкой к 1360⁰С. Надрыв образовывался в переходном от тонкой к массивной части сечения образца (площадь сечения в месте разрыва около 100 мм²). Поверхность трещин была сильно окислена с наличием выступающих осей дендритов.

Усилие, необходимое для образования трещин в образцах из стали с содержанием серы 0,003%, раскисленной одним алюминием, в 1,5–2 раза превышало усилие образования трещин в образцах из стали с 0,04% серы. В стали, дополнительно модифицированной 0,1% силикокальция, рост горячей трещиноустойчивости достигал 25%. Дальнейшее увеличение присадки силикокальция приводило к снижению горячей трещиноустойчивости.

При высоком содержании серы горячие трещины часто образовывались в массивной части проб. Отпечатки по Бауману, снятые с продольных сечений проб на трещиноустойчивость, подтвердили влияние повышенного содержания серы на образование трещин.

Таким образом, оптимальной трещиноустойчивостью обладает чистая сталь, модифицированная оптимальными присадками силикокальция. Сталь с высоким содержанием серы имеет пониженную трещиноустойчивость, что особенно опасно для крупных отливок.

В исследованиях показано, существует взаимосвязь, показывающая, что горячая трещиноустойчивость увеличивается по мере снижения содержания и количества зернограницных неметаллических включений.

Оценка экономической эффективности путей повышения горячей трещиноустойчивости стали показала, что сталь наиболее целесообразно модифицировать, а иногда и снижать содержание серы.

УДК 621.74

Фесенко А. Н.¹

Фесенко М. А.²

Мисько В. К.³

¹канд. техн. наук, доцент ДГМА

²канд. техн. наук, доцент НТУУ «КПИ»

³студент ДГМА

СПОСОБЫ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ОТЛИВОК С ДИФФЕРЕНЦИРОВАННЫМИ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ В РАЗНЫХ СЛОЯХ

Одним из перспективных направлений повышения эксплуатационных свойств изделий при одновременном сокращении расхода дефицитных легирующих элементов для их изготовления является использование вместо монометаллических биметаллических и многослойных деталей с дифференцированными свойствами, максимально приближающимися к требуемым, исходя из условий их работы. Определенная номенклатура заготовок для таких деталей может быть получена непосредственно из жидких расплавов методом литья так называемыми способами промывки или полупромывки [1–6].

Основным недостатком известных методов промывки и полупромывки является необходимость использования двух различных расплавов строго определенного состава, которые последовательно заливаются в общую литейную форму и из которых формируются соответственно наружный и внутренний слои двухслойной отливки.

В значительной мере устранить этот и другие недостатки позволяет предложенные и исследованные в представленной работе новые способы получения таких отливок с использованием для последовательной заливки литейной формы с определенным временным интервалом одного базового расплава. Базовый расплав выплавляется в одном плавильном агрегате, что исключает необходимость установки нескольких плавильных печей и не требует предварительной обработки и подготовки различных расплавов до заливки в литейную форму. При этом дифференциация структуры и свойств металла в наружном и внутреннем слоях двухслойной отливки обеспечивается за счет модифицирования различных порций расплава при заливке в форму разными по функциональному назначению и воздействию на процессы структурообразования твердыми добавками, размещаемыми в проточных реакционных камерах литниковой системы на пути движения расплава к отливке.

Возможность реализации предложенных способов была подтверждена многочисленными исследованиями с использованием методов физического и математического (компьютерного) моделирования, а также натурными экспериментами при изготовлении опытных отливок чугуна в лабораторных условиях.

В результате исследований и отработки технологии выявлены основные закономерности влияния температурно-временных режимов литья и затвердевания на структуру и свойства металла в различных слоях отливок при получении их из расплавов базового белого или серого чугунов.

Положительные результаты проведенных исследований дают основания авторам ожидать, что новые технологические способы дифференциации структуры и свойств в разных слоях детали перспективны к внедрению и будут востребованы на промышленных предприятиях, в первую очередь для изготовления отливок, работающих в условиях повышенного износа и других нагрузок.

Список литературы

1. Кривошеев А. В. Литые валки / А. В. Кривошеев. – М. : 1957, С. 293–303.
2. Авторское свидетельство СССР №1337191 А1. В22 D25/06, 27/20. Способ получения чугунных двухслойных прокатных валков / Л. Б. Гольдштейн, И. А. Балаклеец, Р. Л. Билярчик и др. – Заявл. 13.01.86. – Оpubл. 15.09.87, Бюл. № 34, 1987 г.
3. Авторское свидетельство СССР №1585067 А1. В22 D27/00. Способ отливки двухслойных чугунных прокатных валков / Л. Б. Гольдштейн, Р. Л. Билярчик, И. А. Балаклеец и др. – Заявл. 11.07.1988. – Оpubл. 15.08.1990, Бюл. № 30, 1990 г.
4. Авторское свидетельство СССР №1540935 А1. В22 D27/00. Способ получения двухслойных прокатных валков / В. И. Комляков, О. В. Пузырьков-Уваров, В. А. Рямов и др. – Заявл. 08.12.1987. – Оpubл. 07.02.1990, Бюл. № 5, 1990 г.
5. Авторское свидетельство СССР №1565575 А1. В22 D19/00. Способ отливки двухслойных прокатных валков / В. Т. Калинин, В. И. Комляков, О. В. Пузырьков-Уваров, и др. – Заявл. 16.06.1987. – Оpubл. 23.05.1990, Бюл. № 19, 1990 г.
6. Авторское свидетельство СССР №272499 А1. В22 D25/02, C21 C1/10. Способ отливки прокатных валков / Л. С. Рудницкий, Л. Б. Гольдштейн, Н. И. Белый, и др. – Заявл. 06.12.1965. – Оpubл. 03.06.1970, Бюл. № 19, 1970 г.

УДК 621.745.55

Ямшинський М. М.¹

Федоров Г. Є.¹

Радченко К. С.²

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

²канд. техн. наук, науковий співробітник НТУУ «КПІ», м. Київ

ВПЛИВ ВУГЛЕЦЮ, ТИТАНУ ТА РЗМ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЛИТИХ ХРОМОАЛЮМІНІЄВИХ СТАЛЕЙ ЗА ВИСОКИХ ТЕМПЕРАТУР

Аналізом досвіду експлуатації жаростійких деталей установлено, що вибір сплаву з високою окалинотійкістю є необхідною, але недостатньою умовою для забезпечення заданої довготривалості роботи жаростійких виробів. Ця умова пов'язана з тим, що жаростійкі деталі в процесі експлуатації працюють з періодичними нагріванням та охолодженням, тобто піддаються тепловим навантаженням. При цьому деталі виходять з ладу в основному через руйнування, які виникають внаслідок зміни температури. Отже термостійкість матеріалу є однією із основних характеристик, які визначають довготривалість роботи жаростійких деталей енергетичного та металургійного устаткування.

Характер руйнування деталей від термічної втоми дуже різноманітний і залежить від властивостей матеріалу та умов експлуатації.

На жаль, під час вибору матеріалу та виготовлення із нього жаростійких виливків мало приділяють уваги термостійкості матеріалу, що працює в умовах високих змінних температур і орієнтуються тільки на основну характеристику – окалинотійкість. У той же час, реальний термін експлуатації більшості таких деталей нижчий того, який забезпечується окалинотійкістю сплаву. Очевидно, що під час розроблення нових жаростійких сплавів особливу увагу слід приділяти забезпеченню матеріалу достатнього опору металу розвитку термічній втомі в умовах високих температур.

Загальна термостійкість має бути тим вищою, чим вищі механічні властивості та теплопровідність сплаву за високих температур і чим нижчий коефіцієнт лінійного розширення.

Таким чином, термостійкість сплаву, незалежно від умов експлуатації виготовлених із нього деталей, визначається його фізичними та механічними властивостями.

Ливарні хромисті та хромоалюмінієві сталі за структурою відносять до феритного або феритно-карбідного класу. Сталі мають невисоку температуру рекристалізації (600...650°C) і втрачають міцність після нагрівання до температур вищих 700°C.

Одним з ефективних технологічних заходів підвищення міцності таких сталей як за кімнатних, так і за високих температур слід вважати оброблення їх рідкісноземельними металами (РЗМ), які зв'язують легкоплавкі домішки в тверді, термодинамічно стійкіші сполуки.

У зв'язку з викладеним, метою роботи є пошук способів покращання міцності жаростійких сталей за високих температур додаванням у хромистий чи хромоалюмінієвий розплави оптимальної кількості вуглецю та титану з одночасним раціональним обробленням їх РЗМ.

Вплив вуглецю вивчено на сталі з вмістом 22,1% хрому, 2,95...3,10% алюмінію, 0,60...0,72% марганцю, 0,95...1,01% кремнію, 0,017...0,019% сірки та 0,019...0,026% фосфору.

Аналізом результатів досліджень встановлено, що з підвищенням вмісту вуглецю до 0,8% межа міцності за температури 1000 °С підвищується приблизно на 70%, а за 800°C залишається майже без змін в діапазоні концентрацій вуглецю 0,1...0,7%. Відносне подовження має найбільше значення за 1000 °С у випадку 0,5...0,7% вуглецю. Короточасна міцність сталі при цьому змінюється залежно від вмісту вуглецю по різному. В області температур 600...800°C міцність безперервно зростає із збільшенням вмісту вуглецю і досягає максимуму за його верхнього значення (1,38%). За 1000°C спостерігається зниження міцності при переході через 0,3...0,4% вуглецю. Сталь із більш високим вмістом вуглецю за 1000 °С практично знеміцнена.

Такий вплив вуглецю можна пояснити тим, що вуглець в хромоалюмінієвій сталі значно подрібнює її структуру. А оскільки в області високих температур руйнування відбувається переважно межами зерен, то збільшення активної поверхні опору руйнуванню підвищує загальну міцність сталі. Крім того карбіди хрому в сталі також змінюють межі зерен і підвищує її жароміцність.

Деяке зниження міцності сталі за вмісту 0,3% вуглецю і температури 1000°C пов'язано з карбідним перетворенням $\text{Cr}_{23}\text{C}_6 \rightarrow \text{Cr}_7\text{C}_3$. Це перетворення здійснюється зі зміною об'єму карбідної фази, а отже, з ослабленням зв'язку між твердим розчином і карбідами хрому, тобто відбувається розпушення сталі, що є основною причиною зниження її міцності та пластичності. При цьому ступінь впливу карбідних перетворень тим більша, чим більша їх кількість в сталі, тобто чим вища концентрація вуглецю.

Стабілізація міцності сталі за 1000 °С і вмісту вуглецю понад 0,5% пояснюється сильним подрібненням зерен, яке компенсує надалі шкідливий вплив карбідних перетворень внаслідок збільшення поверхні міжзеренних меж.

На підставі проведених досліджень можна зробити висновок, що, з точки зору жаростійкості за температур вищих температури рекристалізації (600°C), вміст вуглецю в сталі типу Х23Ю3Л має знаходитися в межах 0,25...0,30%. За необхідністю зниження концентрації вуглецю в сталі, наприклад, для підвищення її окислостійкості та міцності, необхідно застосовувати інші методи металургійного впливу: додаткове легування активнішими, ніж хром, карбідоутворювальними елементами, модифікування тощо.

Досліджено зміну механічних властивостей хромоалюмінієвої сталі внаслідок легування її титаном у межах до 0,6% вивчено на трьох серіях плавок з різним вмістом вуглецю – 0,10...0,13; 0,30...0,33; та 0,58...0,65%.

Аналізом одержаних результатів встановлено, що міцність і пластичність сталі 10Х23Ю3Л підвищується після збільшення в ній вмісту титану до 0,25%. Подальше підвищення концентрації титану дещо знижує міцність сталі.

Додавання титану в сталь з 0,3% вуглецю безперервно підвищує характеристики міцності за температури 1000°C , а на кривій пластичності спостерігається провал в області концентрацій титану близько 0,23%.

Характерною особливістю легованої титаном сталі з 0,3% вуглецю є зниження механічних властивостей за вмісту 0,5...0,6% титану й температури 800°C . Такий же провал міцності та пластичності спостерігається й в сталі з підвищеним вмістом вуглецю та невеликою концентрацією титану (0,1...0,2%). При цьому погіршення властивостей виявляється і за температури 1000°C . Після додавання в сталь понад 0,25% титану її міцність безперервно зростає, а пластичність падає.

Очевидно механізм впливу титану на властивості хромоалюмінієвої сталі полягає в наступному: титан частково з залізом утворює твердий розчин, а частково реагує з вуглецем, утворюючи дрібнодисперсні тугоплавкі карбіди. Подрібнення зерна і зміцнення фериту внаслідок утворення великої кількості тугоплавких зародків кристалізації й призводять до підвищення міцності сталі.

Водночас, у присутності 20...25% хрому, в сталі існує зона термодинамічно нестійкості карбідної фази. Ця нестійкість полягає в тому, що під час переходу через температурну зону $600\text{...}900^{\circ}\text{C}$ порушується рівновага між карбідами хрому та титану. При цьому має місце перехід $\text{TiC} \rightarrow \text{Cr}_7\text{C}_3$, який супроводжується розпушуванням міжфазних меж, аналогічно карбідному перетворенню $\text{Cr}_{23}\text{C}_6 \rightarrow \text{Cr}_7\text{C}_3$, що і підвищує процес зниження міцності та пластичності.

У сталі з 20...25% хрому та 0,3% вуглецю зона нестійкості карбідів знаходиться в межах 0,1...0,2% титану.

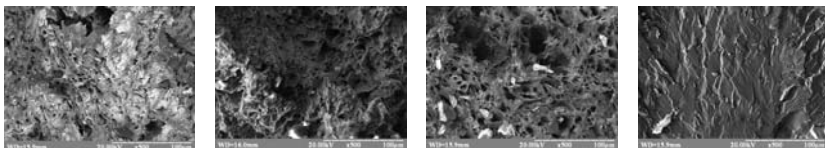
З підвищенням концентрації вуглецю ця зона зсувається в бік меншого вмісту титану (0,05...0,1% за 0,6% вуглецю) та вищих температур. Після зниження концентрації вуглецю (до 0,1%) ця область не виявляється, оскільки в таких сталях дуже мало карбідів.

Отже на підставі проведених досліджень установлено, що вміст титану в жаростійких хромоалюмінієвих сталях має бути на рівні 0,4...0,5%, оскільки при цьому практично відсутні карбідні перетворення в металі та максимально використовується ефект дисперсійного зміцнення.

Дослідження зміни високотемпературних міцності і пластичності хромоалюмінієвих сталей в широкому діапазоні температур виконували на зразках сталі 30Х23Ю3Л, додатково легованої титаном й обробленої РЗМ (0,27% вуглецю, 23,8% хрому, 2,76% алюмінію, 0,74% кремнію, 0,42% марганцю, 0,54% титану та 0,25% РЗМ за розрахунком) з метою вивчення характеру зміни властивостей сталі під час експлуатації жаростійких деталей.

Дослідженнями встановлено позитивний вплив РЗМ на комплекс механічних властивостей жаростійких хромоалюмінієвих сталей. Подрібнюючи структуру та зміцнюючи міжзернинні межі, РЗМ сприяють збереженню досить високої міцності й пластичності сталі за високих температур. Оптимальною присадкою РЗМ у хромоалюмінієвій сталі феритного класу є 0,25...0,30%.

Дослідженнями структури та зламів хромоалюмінієвої сталі встановлено, що титан суттєво впливає на властивості досліджуваних сталей. Сталь, яка не вміщує титан, має пластинчастий злам по перерізу зерен, рис. 1.



а

б

в

г

а – без титану; б – 0,2% титану; в – 0,4% титану; г – 0,6% титану
Рисунок 1 – Вплив титану на злам хромоалюмінієвої сталі
35Х30Ю2Л за температури випробовування 900 °С

Відомо, що злами металевих матеріалів під дією статичного навантаження за високих температур мають характерну структуру в'язкого ямкового руйнування. Звертає на себе увагу факт інтенсивного витягування ямок перед розриванням перемичок і сильного пластично-

го руху та глибоких ямок зрізу. Подібні явища зустрічаються в процесі повзучості усередині матеріалу, коли виникають численні мікротріщини в різних площинах, часто спостерігається злам у вигляді «терас», покритих тріщинами.

Вище визначеної для кожного металевого матеріалу температури спостерігаються міжкристалеві злами. Для жаростійких хромоалюмінієвих сталей такі злами утворюються за температури біля 700 °С.

За результатами роботи можна зробити висновок, що хромоалюмінієва сталь за високих температур незначно відрізняється від хромонікелевої сталі. Це ще раз підтверджує доцільність заміни хромонікелевих сталей на хромоалюмінієві, вироби з яких працюють надійно й довготривало за температур до 1250 °С, наприклад, в теплоенергетиці та металургії.

УДК 621.742

Минакова В.И.

канд. техн. наук, доцент ЗНТУ

ПУТИ ПОВЫШЕНИЯ ПРОКАЛИВАЕМОСТИ ЛИТЫХ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Постоянная интенсификация процессов добычи и переработки руд и полезных ископаемых требует существенного увеличения стойкости горноперерабатывающего оборудования, в частности мельниц самоизмельчения, играющих важную роль в процессе переработки руд.

Ответственные литые детали мельниц самоизмельчения изготавливаются из высолкомарганцевой стали 110Г13Л.

В связи с большим дефицитом марганца и низкой стойкостью литых деталей мельниц самоизмельчения, необходимо было разработать сплав, обладающий высокими эксплуатационными и специальными свойствами, такими как прокаливаемость. Так как детали мельниц самоизмельчения в период эксплуатации срабатываются на 80–90% по их толщине, необходимо иметь высокую прокаливаемость отливок. Опыт эксплуатации данных деталей показал, что твердость рабочих зон должна превышать НВ 300 (оптимальные значения твердости НВ 320–360). В связи с этим были предложены две марки стали 65ХГСЛ и 65ХГСМЛ. Термообработка стали 65ХГСЛ заключалась в нормализации 900°С и отпуске 400°С с охлаждением в воде; стали 65ХГСМЛ – нормализации 870°С и отпуске 520°С (воздух).

В целях проверки фактической прокаливаемости лифтеров, отливки из стали 65ХГСЛ и 65ХГСМЛ после указанной выше термической обработки разрезались на поперечные темплеты и проверялись по показателям твердости и качеству макроструктуры. Распределение твердости по сечениям лифтеров для обеих марок сталей 65ХГСЛ и 65ХГСМЛ было вполне удовлетворительным, отвечающим поставленным задачам.

Модифицирование стали 65ХГСЛ молибденом в количестве 0,15% привело к существенному измельчению зерен аустенита, за счет образования горофобных карбидов молибдена, являющихся дополнительными центрами кристаллизации. Глубокая прокаливаемость сталем с молибденом объясняется и тем, что молибден, находясь в твердом состоянии, уменьшает критическую скорость закалки и, тем самым, повышает устойчивость аустенита в области перлитного превращения.

В результате проведенных исследований установлено, что максимальная прокаливаемость стали типа 65ХГСЛ достигается при модифицировании силицидами РЗМ. При этом, образующиеся дезориентированные глобулярные включения не являются концентраторами напряжений, способствуют очищению границ зерен от вредных примесей и существенно повышают сопротивление охрупчиванию и износу.

УДК 621.742

Кеуш Д. В.¹

Лютый Р. В.²

¹аспірантка НТУУ «КПІ», м. Київ

²канд. техн. наук, доцент НТУУ «КПІ», м. Київ

ТЕХНІКО-ЕКОНОМІЧНІ КРИТЕРІЇ ВИБОРУ ТЕХНОЛОГІЙ ВИГОТОВЛЕННЯ СТРИЖНІВ

Розвиток номенклатури виливків, ускладнення їх конструкції, розроблення нових сплавів при необхідному забезпеченні якості литва викликає необхідність удосконалення процесів виготовлення ливарних форм і стрижнів. Особливу увагу приділяють технологіям отримання стрижнів, тому що за їх допомогою відтворюються найскладніші елементи конфігурації виливків, внутрішні отвори та порожнини, в багатьох випадках без подальшого механічного оброблення [1, 2].

Техніко-економічними критеріями вибору області застосування усіх технологічних процесів у ливарному виробництві є два основні показники, які створюють різного роду обмеження:

– апаратний показник (складність, універсальність, доступність, вартість і надійність устаткування);

– матеріальний показник (матеріали, які застосовуються в стрижневій суміші – їх доступність, якість, ціна, можливість багаторазового використання)

При виборі технологій виготовлення стрижнів, окрім згаданих двох показників, визначальними є наступні фактори:

- серійність виробництва;
- розміри стрижнів;
- рід ливарного сплаву.

Вибір технологій здійснюють саме у послідовності, зазначеній вище. В одиничному і дрібносерійному виробництві стрижні виготовляють вручну і, як правило, у дерев'яному оснащенні (ящиках). В серійному і масовому виробництві застосовують машинні способи та металеве оснащення.

На характер оснащення, а також вибір стрижневої суміші і способу ущільнення, впливає розмір стрижня. Чим він більший, тим складніше виготовити стрижень і тим більше обмежені можливості використання поширених технологій. Від ливарного сплаву залежить тільки тип стрижневої суміші – який зв'язувальний компонент у ній слід використати.

Сучасний стан технологій виготовлення стрижнів, в залежності від їх масової групи та серійності виробництва виливків, наведений в табл. 1.

Таблиця 1 – Область використання технологій виготовлення стрижнів

Серійність виробництва	Маса стрижнів, кг							
	До 6	6...16	16... 25	25... 40	40... 100	100... 600	600... 1600	понад 1600
Індивідуальне, одиничне	1	1	1	1	1	1	1,3	3
Дрібносерійне	1,2	1,2	1,2	1,2	1,2,3	1,2,3	2,3	3
Серійне	2,4	2,4	2,4	2,4	1,2,3,4	1,3,4	3	3
Крупносерійне	5,6	4,5,6	4,5	4,5	3,4	3,4	3	–
Масове	5,6	5,6	5,6	5,6	4	4	–	–

Примітки:

1 – ручне виготовлення стрижнів у дерев'яних ящиках із пластичних сумішей з подальшим сушінням або із ХТС;

2 – ручне виготовлення стрижнів у металевих ящиках із пластичних ХТС;

3 – виготовлення стрижнів у дерев'яних, пластмасових або металевих ящиках із РСС з віброущільненням або ручним ущільненням;

4 – машинне виготовлення стрижнів у металевих ящиках із ХТС з рідкими або твердими затверджувачами;

5 – машинне (піскодувне) виготовлення стрижнів у металевих ящиках із ХТС з продуванням газовими реагентами;

6 – машинне (піскодувне) виготовлення стрижнів у гарячому оснащенні.

Найбільш поширені технологічні процеси: Alpha-Set, Beta-Set, Cold-Box-Amin, Free-Radical, SO₂-process, Resol CO₂ (Fеноху-CO₂), Furan, які відносяться до 4 і 5 способів (див. табл. 1).

При виборі технології як правило, другорядними вважають такі фактори, як економічний та екологічний. З цього боку, найбільш доцільним є використання неорганічних зв'язувальних компонентів у сумішах, але, як видно, усі сучасні процеси базуються на органічних речовинах.

З точки зору якості виливків, оптимальним є виготовлення стрижнів у гарячому оснащенні. При цьому стрижні мають підвищену поверхневу міцність, меншу газотвірність, і все це може бути досягнуто при зниженому вмісті зв'язувального компонента. Виливки, отримані при використанні таких стрижнів, характеризуються меншою кількістю неметалевих вкраплень і газових дефектів, а також кращою якістю литих поверхонь.

Виходячи з викладеного, актуальним завданням є розроблення нових конкурентоздатних неорганічних зв'язувальних компонентів для стрижнів, які зміцнюються в гарячому оснащенні.

Список літератури

1. Формовочные материалы и смеси / [С. П. Дорошенко, В. П. Авдокушин, К. Русин, И. Мацашек]. – К. : Вища шк., 1990. – 416 с; Прага: SNTI, 1991. – 388 с.

2. Болдин А. Н. Литейные формовочные материалы. Формовочные, стержневые смеси и покрытия: Справочник / А. Н. Болдин, Н. И. Давыдов, С. С. Жуковский и др. – М. : Машиностроение, 2006. – 507 с.

УДК 620.186.14: 669.1.017

Яценко М. Ю.¹

Пирожкова В. П.²

Лунев В. В.³

¹научн. сотрудник ГП «УкрНИИИспецсталь»

²канд. техн. наук, старш. научн. сотрудник ЗНТУ

³д-р техн. наук, профессор ЗНТУ

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ КОМПЬЮТЕРНОЙ МИКРОСКОПИИ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ

Современная металлографическая микроскопия – это компьютерная микроскопия [1], которая опирается на передовые аппаратные и программные решения, поэтому действующие металлографические лаборатории стараются либо полностью обновить микроскопическую технику, либо модернизировать старые микроскопы таким образом, чтобы работать с изображениями в цифровых (компьютерных) форматах. В качестве примеров практического использования компьютерной микроскопии приведены исследования неметаллических включений в чугуне и стали, выполненные в лаборатории «Научно-исследовательский и учебно-методический центр металлографической компьютерной микроскопии» ГП «УкрНИИИспецсталь» с целью количественной оценки качества продукции ведущих металлургических и машиностроительных предприятий (ПАО «Днепроспецсталь», «Запорожсталь», «Мотор Сич», ЗАО «СЕНТРАВИС ПРОДАКШН ЮКРЕЙН», ИНТЕРПАЙП «НТЗ» и др.).

Проведен краткий анализ возможностей современного программного обеспечения для компьютерной обработки микроскопического изображения, выделения (распознавания) отдельных фрагментов (объектов измерения), автоматического определения более 30-ти геометрических параметров выделенных объектов и их последующей статистической обработки в соответствии с требованиями современной прикладной металлографии.

Продемонстрированы возможности редко используемых опций программного обеспечения при компьютерной обработке фотографий неметаллических включений, вошедших в Атлас [2]. В частности, произведено измерение углов в вершинах сечений сульфидов марганца III типа в тормозных колодках из серого чугуна, отличающихся на плоскости шлифа разной формой (треугольной, шестиугольной). Выполнены также линейные измерения в свободном режиме с целью определения длины сторон многоугольника и установления равно- или разносторонности сечений частиц, что немаловажно для правильной

диагностики неметаллических включений [3]. Аналогичные данные новейшее программное обеспечение позволяет получить не только на оптических, но и на оцифрованных электронных изображениях¹, что показано на примере сульфидов марганца в центробежнолитом хромоникелевом чугуна. Применение указанных опций при исследовании готовых деталей машин (авиаподшипников) позволило установить взаимосвязь между углом выхода на дорожку качения строчек крупных включений эвтектических карбидов и направлением распространения трещины при разрушении внутреннего кольца подшипника из стали ЭИ 347.

Систематическое, целенаправленное сопоставление количественных характеристик неметаллических включений на плоскости шлифа (геометрических параметров, уровня яркости, цвета, коэффициентов формы, изрезанности и т.д.) и результатов их локального микроанализа, петрографического и рентгеноструктурного исследования необходимо для создания электронной базы данных по видам металлопродукции (в т. ч. ответственного назначения), которая в качестве практического справочного пособия значительно ускорит диагностику неметаллических включений и повысит объективность оценки металлургического качества продукции (загрязненности плавок наиболее опасными неметаллическими включениями). Кроме того, количественный металлографический анализ неметаллических включений крайне необходим при разработке новых материалов или технологии производства, поскольку позволяет установить количественную взаимосвязь между химсоставом, технологическими факторами и загрязненностью материала.

Список литературы

1. Пантелеев В. Г. Компьютерная микроскопия / В. Г. Пантелеев, О. Г. Егорова, Е. И. Клыкова. – Москва : Техносфера, 2005 – 304 с.
2. Пирожкова В. П. Атлас микроструктур неметаллических включений / В. П. Пирожкова, М. Ю. Яценко, В. В. Лунев, С. Г. Грищенко. – Запорожье: Днепропетровский металлург, 2012 – 167 с.
3. Лунев В. В. Неметаллические включения в сталях, чугунах и ферросплавах / В. В. Лунев, В. П. Пирожкова, Грищенко С. Г. – Запорожье : Днепропетровский металлург, 2006. – С. 73.

¹ Выполнено с участием Бортникова Ю. Н.

УДК 669.18

Мельник С. Г.¹

Наривский А. В.²

Курпас В. И.³

Троцан А. И.⁴

Ефимова В. Г.⁵

Бродецкий И. Л.⁶

Пионтковская Н. С.⁷

¹ д-р техн. наук, вед. научн. сотр. ФТИМС НАНУ

² д-р техн. наук, зам. директора ФТИМС НАНУ

³ канд. техн. наук, ст. научн. сотр. ФТИМС НАНУ

⁴ д-р техн. наук, профессор, зав. отделом Института материаловедения НАНУ

⁵ канд. техн. наук, доцент НТТУ «КПИ»

⁶ канд. техн. наук, ст. научн. сотр. Института материаловедения НАНУ

⁷ научн. сотр. ФТИМС НАНУ

НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИЕ ВКЛЮЧЕНИЯ В НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ КОНВЕРТЕРНОЙ СТАЛИ ПРИ ПОЛИРЕАГЕНТНОЙ ВНЕПЕЧНОЙ ОБРАБОТКЕ

При производстве конвертерной стали различного назначения широко применяется полиреагентная ковшевая обработка металла [1, 2], позволяющая путем применения экономичных способов внепечной обработки металла добиться улучшения качественных показателей получаемой металлопродукции.

С целью определения влияния на качество конвертерной стали ответственного назначения полиреагентной внепечной обработки, включающей рафинирование активными шлаковыми расплавами на основе СаО, провели исследование состава и свойств неметаллических включений в металле.

Штрипсовую сталь 09Г2БТ и низколегированную сталь 09Г2С выплавляли в большегрузных конвертерах с продувкой технически чистым кислородом по действующей технологии с рафинированием в сталеразливочном ковше шлаковыми расплавами, образующимися при добавлении свежееобожженной металлургической извести с малыми значениями потерь при прокаливании ($ППП \leq 5\%$). Сталь по обоим вариантам обрабатывали продувкой аргоном в сталеразливочном ковше с расходом до 80 м³/час. Модифицирование стали 09Г2БТ осуществляли вдуваемым через пневмокамерные питатели порошкообразным силикокальцием (до 2,0 кг/т), тогда как сталь марки 09Г2С не подвергали обработке силикокальцием.

Определили состав и содержание НВ в штрипсовой 09Г2БТ, рафинированных активными шлаками, в сравнении с обычной технологией их производства.

Оценку загрязненности стали проводили в соответствии с требованиями межгосударственного стандарта ИСО 4967–79 (ГОСТ 1778–70) «Сталь. Металлографические методы определения неметаллических включений» (Метод Л, вариант Л2) для конвертерной стали. Определяли состав и общее содержание НВ (оксидов, силикатов, сульфидов и нитридов) на нетравленных шлифах при увеличении 500 крат. Содержание НВ в соответствии с требованиями указанной методики приведено в относительных единицах. Установлено, что общая загрязненность НВ стали 09Г2БТ в результате рафинирования при полиреагентной выпечной обработке уменьшается примерно в 1,7 раза, а стали 09Г2С – в 1,5 раза. От выпуска из конвертера до обработки на установке доводки металла количество силикатов в обработанной шлаком с силикокальцием в стали 09Г2БТ снижается от $1,45 \cdot 10^{-3}$ до $1,26 \cdot 10^{-3}$, оксидов – от $0,85 \cdot 10^{-3}$ до $0,34 \cdot 10^{-3}$, сульфидов более, чем в 3 раза – от $2,76 \cdot 10^{-3}$ до $0,80 \cdot 10^{-3}$. При этом концентрация нитридов в стали несколько возрастает от $0,86 \cdot 10^{-3}$ до $0,92 \cdot 10^{-3}$.

В низколегированной стали 09Г2С, которая не подвергается модифицированию силикокальцием, при общем снижении концентрации НВ, загрязненность нитридами также несколько повышается – от $0,25 \cdot 10^{-3}$ до $0,32 \cdot 10^{-3}$. Количество сульфидов после рафинирования расплава снижается примерно в 2,5 раза – от $3,64 \cdot 10^{-3}$ до $1,58 \cdot 10^{-3}$, силикатов – от $2,61 \cdot 10^{-3}$ до $2,04 \cdot 10^{-3}$ и оксидов от $1,75 \cdot 10^{-3}$ до $0,66 \cdot 10^{-3}$. После обработки содержание сульфидов уменьшается также в металле из кристаллизатора МНЛЗ от $6,81 \cdot 10^{-3}$ до $1,22 \cdot 10^{-3}$, а в центральной части непрерывнолитой заготовки от $10,46 \cdot 10^{-3}$ до $2,08 \cdot 10^{-3}$.

На примере изменения содержания сульфидов в металле при полиреагентном рафинировании конвертерной стали показано, что ковшевая обработка стали рафинировочными шлаками и силикокальцием в сочетании с продувкой аргоном обеспечивает значительное уменьшение количества сульфидов в металле на всех переделах его производства от выпуска из конвертера до получения готовой непрерывнолитой заготовки. Повышение эффективности процесса удаления сульфидов из расплава при модифицировании стали SiCa объясняется глобуляризацией сульфидов, способствующей лучшим условиям флотации их из жидкого металла в сталеразливочном и промежуточном ковшах, кристаллизаторе МНЛЗ, а также при затвердевании слэба в МНЛЗ. Таким образом, ковшевая обработка металлического расплава с применением активных рафинировочных шлаков при производстве

низкосернистых сталей, наряду со снижением вредных примесей в них, позволяет понизить содержание НВ в металле.

На основании полученных данных и установленных зависимостей влияния полиреагентного ковшевого рафинирования конвертерной стали разработаны рекомендации по совершенствованию технологии производства низкосернистых качественных сталей широкого сортамента, конкурентоспособных на мировых рынках металла.

Список литературы

1. Тарасевич Н. И. Технология производства конвертерной стали с полиреагентным рафинированием / Н. И. Тарасевич, С. Г. Мельник, Р. Я. Якобше и др. – К. : Информлитъе, 2010. – 262 с.
2. Шахпазов Е. Х. Современные направления развития ковшевой металлургии и проблема неметаллических включений в стали / Е. Х. Шахпазов, А. И. Зайцев, А. А. Немтинов и др. // Металлы. – 2007. – № 1. – С. 3–13.
3. Найдек В. Л. Рециркуляция шлака в технологических процессах производства стали / [В. Л. Найдек, В. И. Курпас, С. Г. Мельник, М. А. Поживанов] // Сталь. – 2009. – № 8. – С. 27–31.
4. Дюдкин Д. А. Внепечная обработка расплава порошковыми проволоками / Д. А. Дюдкин, С. Ю. Бать, Гринберг С.Е. и др. // Донецк, ООО «Юго-Восток», 2012. – 296 с.

УДК 669.046.516

Голубцов В. А.¹

Рябчиков И. В.²

¹канд. техн. наук, с.н.с., главный специалист по стали ООО NPPgroup, г. Челябинск, Россия

²научный консультант, профессор, д.т.н. НПП Технология, г. Челябинск, Россия

БАРИЙСОДЕРЖАЩИЕ ФЕРРОСПЛАВЫ – ЭФФЕКТИВНЫЕ РАСКИСЛИТЕЛИ И МОДИФИКАТОРЫ СТАЛИ

В настоящее время рафинирование, модифицирование и микролегирование стали и чугуна – наиболее экономичный метод изготовления высококачественных и конкурентноспособных металлоизделий. Рассмотрены качественные характеристики ферросплавов, содержащие магний. Щелочноземельные и редкоземельные элементы, титан, цирконий, бор, при использовании которых в жидкой стали возможно образование легкоплавких продуктов раскисления $BaSrSi_3O_8$,

$\text{BaSiTi}_2\text{O}_7$ и $\text{BaZrSi}_3\text{O}_9$ с температурой плавления, соответственно, 1325, 1250 и 1450°C . Показано, что применение барийсодержащих комплексных модификаторов для обработки стали позволяет не только высокую скорость раскисления стали, но и удаления из металла неметаллических включений, измельчение зерна и повышение ударной вязкости металла при испытании образцов при отрицательных температурах.

Рассчитаны значения коэффициентов модифицирующей способности кальция, стронция и бария, равные, соответственно, $77,88 \cdot 10^2$, $39,70 \cdot 10^4$ и $69,86 \cdot 10^5$. Из них следует, что широко применяемый для модифицирования стали кальций по модифицирующей способности значительно уступает стронцию и барию. Высокая эффективность обработки металла барийсодержащими ферросплавами обусловлена низким потенциалом ионизации бария, его малой растворимостью в жидком железе и большой величиной энтальпии растворения бария в железе (до 1000 кДж/моль).

Физико-химическое взаимодействие бария с железом можно выразить реакцией: $\text{Ba}_\text{ж} + \text{Fe}_\text{ж} = [\text{Ba-Fe}]$, протекающей с образованием неустойчивого псевдораствора. О возможности энергичного взаимодействия бария с железом свидетельствуют, во-первых, высокая скорость снижения содержания кислорода в железе сплавом Fe-Si-Ba, которая превышает этот показатель при раскислении металла алюминием, а, во-вторых, воздействие бария на всю массу обрабатываемой стали при крайне незначительной растворимости его в жидком металле.

Многолетний опыт ряда предприятий показал, что обработка стали комплексными барийсодержащими ферросплавами типа INSTEEL[®] позволяет:

- глубоко очистить металл от газов и высокоглиноземистых включений;
- повысить ударную вязкость литой стали транспортного назначения на 30%;
- повысить пластичность высокопрочной судостроительной стали в Z-направлении на 10%.

УДК 621.771.294:621.785

Перков О. Н.¹

Вакуленко И. А.²

Кузьмичев В. М.³

¹канд. техн. наук, ст. научн. сотр. ИЧМ НАНУ

²д-р техн. наук, профессор ДНУЖТ

³инж., зав. отделом ИЧМ НАНУ

РАЗРАБОТКА МЕТОДИКИ ОПРЕДЕЛЕНИЯ КОЛИЧЕСТВА ОСТАТОЧНОГО ВОДОРОДА В ТВЕРДОМ МЕТАЛЛЕ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КОЛЕС

Разработана и опробована в условиях колесопрокатного цеха ОАО «НТЗ» оригинальная методика определения содержания остаточного водорода в твердом металле в процессе производства железнодорожных колес. Методика была согласована и утверждена с основным потребителем колес «Укрзалізницею».

Современное состояние вопроса

Возрастание грузоподъемности перевозок, интенсивности и скорости движения на железнодорожном транспорте, а также строительство высокоскоростных магистралей требуют повышения надежности и долговечности железнодорожных колес. В этих условиях важны современные технологии производства качественной стали для них. Проблема водорода в жидкой и твердой стали является одной из основных проблем современной металлургии и целого ряда отраслей машиностроительной промышленности. При современных способах производства стали и изделий из нее водород является неизбежной примесью, ухудшающей ее качество и вызывающей при определенных условиях в готовом прокате распространенного дефекта – флокенов. В настоящее время установлено, что высокая концентрация протонов водорода, проникших в электронные оболочки атомов, создает в кристаллической решетке металла, т.н. «водородные» напряжения. При соответствующих условиях напряженное состояние решетки может возникнуть не только в отдельных локальных участках, но и в больших объемах металла. Внедрение протонов водорода в электронные оболочки атомов железа приводит к глубоким изменениям физической природы металлов, которые внешне проявляются в том, что сталь становится серебристо-белого цвета, в высокой степени восстановленной и не корродирующей на воздухе [1–4]. Под влиянием водорода резко снижаются пластические и вязкие характеристики стали, а, начиная с некоторого его содержания, разного для сталей разных марок, сортамента, их назначения и структурного состояния, пластические и вязкие свойства могут полностью отсутствовать при одновременном снижении прочности и повышении

упругости стали [1, 4–12]. Согласно этой теории влияние водорода проявляется в охрупчивании стали и нарушениях ее сплошности в наиболее охрупченных объемах под влиянием суммарного воздействия внутренних напряжений (напряжений деформации, структурных, термических и создаваемых молекулярным водородом).

Учитывая, что перераспределение водорода и выделение его из стали протекает в широком диапазоне температур, хотя и с разной интенсивностью, в мировой практике производства изделий для железнодорожного транспорта, в первую очередь рельсов и колес, исходя из конкретных условий, используют различные методы с целью снижения содержания водорода в стали и предупреждения образования флокенов в них. Это: уменьшение общего содержания водорода в стали (в процессе выплавки, разливки,ковки, охлаждения); уменьшение количества водорода, находящегося в стали в твердом растворе, путем перевода его в молекулярную или связанную форму (посредством специальной термообработки или введением гидридообразующих элементов V, Ti, Zr, Pd и др.), а также повышения качества стали путем уменьшения ликвации.

Основной операцией термической обработки, обуславливающей снижение флокеночувствительности стали, является изотермическая выдержка при 640–660°C, приводящая к уменьшению содержания водорода в ликвационных участках и снижению содержания растворенного водорода за счет его диффузии в несплошности металла с превращением в них в молекулярную форму, неактивную в отношении образования флокенов [5, 13, 14]. По данным работ [14, 15] стандартные технологии ПФТО, используемые в отечественной и зарубежной практике являются весьма энерго- и трудоемкими, характеризуются большой продолжительностью (от 3–6 часов для готового колеса и до 8–15 суток для слитков).

Мировой опыт производства железнодорожных колес и рельсов из вакуумированной стали свидетельствует о том, что гарантией отсутствия флокенов в металле является содержание в стали не более 2,0 ppm водорода. К примеру, один из ведущих металлургических концернов мира *British Steel* при производстве металла железнодорожного назначения, газопроводных труб большого диаметра, толстых листов бурильных платформ, тяжелых профилей проводят дегазацию стали до содержания в ней водорода 1,0–2,0 ppm. Это, по мнению зарубежных экспертов, позволяет значительным образом повысить эксплуатационную надежность и многократно снизить риск отказа изделий при производстве железнодорожных колес, рельсов и ответственных конструкций [16].

Анализ последних достижений

В настоящее время, с переходом к современной сталеплавильной технологии, включающей внепечную обработку и вакуумирова-

ние, в странах СНГ и за рубежом получил признание простой способ оценки склонности железнодорожного металла к флокенообразованию – по содержанию водорода в стали [6, 17–27]. При его количестве менее $1,5 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ ($1,5 \text{ ppm}$) становится излишней операция противоблокенной обработки заготовок или готового проката [18, 20, 25].

Несмотря на безусловную правомерность такого подхода, названный критерий представляется чрезмерно упрощенным, поскольку известно, что помимо водорода на образование флокенов влияют содержание в стали серы, углерода и других элементов, а также характер распределения внутренних напряжений в сечении рельсов и колес [15, 26–31]. Кроме того, метод, по существу, основан на прогнозе качественных характеристик по одному из ряда технологических значимых параметров. Эффективность и надежность такого критерия обеспечиваются при высокой стабильности технологии.

На Нижнетагильском металлургическом комбинате (НТМК) после реконструкции в 1997 г. сталеплавильного производства (объем инвестиций 700 млн. долларов) осуществлен переход на выпуск рельсов и колес из непрерывнолитых заготовок конвертерной стали, которую перед разливкой рафинируют на установке ковш-печь и вакуумируют на RH-установке [21]. Для охлаждения и передачи заготовок диаметром 430 мм в рельсобалочный и колесопрокатный цеха предусмотрены специальные вагоны – термосы. В результате перехода на новую технологии «выплавки» стали улучшены комплекс механических свойств железнодорожных рельсов и колес и их макроструктура, уменьшено содержание водорода, азота, кислорода, загрязненность металла всеми видами неметаллических включений и т. д. Например, снизилась флокеночувствительность рельсовой стали вследствие уменьшения содержания водорода перед разливкой от 6 до $1\text{--}2 \text{ ppm}$, что позволяет рассматривать вакуумирование как процесс противоблокенной обработки. Вместе с этим инвестирование в реконструкцию колесопрокатного производства в объеме 110 млн. долларов позволило осуществить к концу 2004 г. механизацию работ на участке отделки колес, эксплуатацию дробеструйной установки, внедрить автоматизированную установку для обнаружения поверхностных дефектов, монтаж и эксплуатацию современных средств неразрушающего контроля, обеспечивающие выполнение ультразвукового контроля необходимой части сечения колеса в полном соответствии, с требованиями любого стандарта.

Технология производства рельсов в наиболее развитых странах (Японии, Франции, Канаде, Австрии, Германии, США) в последние годы претерпела коренные изменения. Качество рельсов намного

улучшилось, что позволило значительно увеличить скорость движения грузовых и пассажирских поездов. Наиболее существенные улучшения достигнуты по геометрическим параметрам изделий (главным образом, прямолинейности) и показателям, определяемым металлургическими факторами (чистота стали по сере, фосфору, газам и неметаллическим включениям, механические свойства и твердость поверхности катания). Это нашло отражение в стандартах международных организаций (Международного союза железных дорог и Евронормах) и ведущих в производстве рельсов стран (США, Канады, Японии), а также России [18]. Доля водорода в рельсах оговаривается в Евронормах (EN 3WG4Pt1 W62), Канады (CN 12–16), США (AREA P.2) и новом стандарте России (ГОСТ Р) и не нормируется в Международном союзе железных дорог (UIC 860), Японии (JIS E101) и старом ГОСТ 24182–80. Однако, судя по его фактическому содержанию в жидкой стали перед разливкой, принимают решение о проведении и режиме противоблокенной обработки. Установлено, что при содержании водорода менее $1,5 \text{ см}^3/100\text{г}$ ($1,5 \text{ ppm}$) флокены в рельсах не образуются и противоблокенную обработку не проводят. При содержании водорода в стали в пределах $1,5\text{--}2,5 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ обязательно подвергают противоблокенной обработке исходные заготовки или рельсы, а при содержании больше $2,5 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ – только рельсы.

По аналогии с принятыми в действие новыми нормативно-техническими документами на железнодорожные рельсы, идет обсуждение и принятое нового Межгосударственного стандарта на производство железнодорожных колес [25]. В новой редакции стандарта ужесточены многие требования к аттестационным свойствам, характеристикам колес и методам контроля и направлены на дальнейшее улучшение качества и повышения конкурентоспособности отечественных изделий. Например, в действующем стандарте на производство Цельнокатаных колес предусмотрено использование двух марок сталей. В проекте нового стандарта дополнительно включена марка стали 3, предназначенная для изготовления колес для грузовых вагонов, маневровых и грузовых локомотивов. По химическому составу она приближается к рельсовой стали по ГОСТ 51685-2000 и отличается повышенным содержанием углерода и ванадия и пониженным содержанием серы и фосфора (в сравнении с колесной сталью марок 1 и 2). Впервые в отличие от действующего стандарта введена жестко регламентированная норма содержания водорода в вакуумированном металле ($2 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ или 2 ppm). Это означает, что если вакуумирование было недостаточным и остаточное содержание водорода перед разливкой превышает норму, то по стандарту такая сталь считается невакуумированной и изготовленные из нее

колеса подлежат обязательной противофлокеной обработке в колодцах изотермической выдержки при 650°C в течение 3–4 часов.

На НТМК с учетом нового проекта ГОСТа на железнодорожные колеса, а также опыта производства колес по стандарту UIC 812–3 (выполнение заказов Швеции и Болгарии с дополнениями: применение вакуумированной стали, содержащей не более 2,5 ppm водорода) проводят противофлокеной обработку колес в колодцах изотермической выдержки при температуре 650°C в течение 3–4 часов в случае, если остаточное содержание водорода перед разливкой превышало 2–2,5 ppm [19, 20, 25].

Осуществляемый на НТЗ процесс производства стали отличается от этих схем производства наличием разрыва между вакуумированием и выпечной обработкой мартеновской стали и ее кристаллизацией в изложницах – разливка производится последовательно в установленные на поддонах изложницы из разливочного ковша, перемещаемого мостовым краном. При содержании водорода в металле менее 2,0 ppm можно обходиться без применения специальной термической операции: противофлокеной обработки колес. Точность определения содержания водорода в значительной мере зависит от всей процедуры анализа, включая метод отбора проб и операций по их подготовке. Известные и надежные методы отбора проб жидкой стали на сегодняшний день достаточно хорошо осуществимы в процессе производства стали, что невозможно сказать об известных методиках отбора, обработки и хранения проб на водород из твердой стали [1, 26, 27].

Методика исследования

Для оптимизации технологического процесса производства колес необходимо создание системы сквозного контроля содержания водорода в стали, слитках и колесах на различных стадиях их изготовления. Была разработана достаточно надежная и простая методика определения количества остаточного водорода, корректный способ отбора проб и операций по их подготовке, на образцах, изготовленных из донной части слитка (рис. 1), фрагментах обода (рис. 2) и ступицы (рис. 3) готового колеса с помощью специально разработанного полого сверла (рис. 4).



Рисунок 1 – Схема разметки отбора проб из донной части колесного слитка для определения количества остаточного водорода

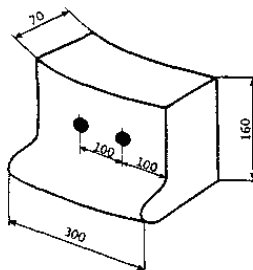


Рисунок 2 – Схема разметки отбора проб в фрагменте обода колеса для определения содержания остаточного водорода

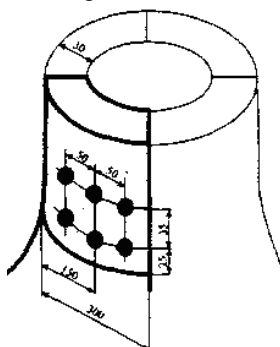


Рисунок 3 – Схема разметки отбора проб в фрагменте ступицы колеса для определения количества остаточного водорода

От плавков по принятой технологии отбирались исследуемые слитки. Разрезку слитков осуществляли на слиткорезных станках модели 18А65 в колесопркатном цехе. Отделение поперечных темплетов донной части слитков производили механическим способом на прессе для долома слитков.

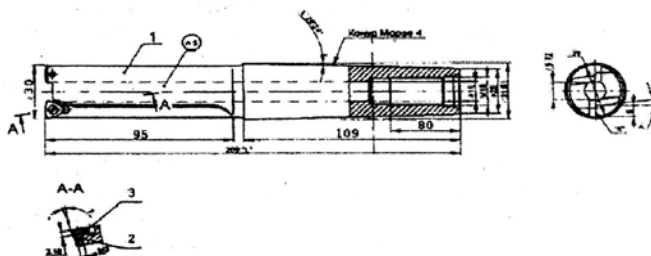


Рисунок 4 – Конструкция полого сверла для отбора проб при определении количества остаточного водорода

Отбор металла, который предназначен для изготовления образцов для определения содержания остаточного водорода из готового колеса проводили на фрагментах обода и ступицы. Вырезку заготовок образцов осуществляли полым сверлом из темплетов донной части слитка и фрагментов колеса на радиально-сверлильном станке марки 2А334 в течение 3-х минут. Вследствие малой скорости резания образцов температура пробы превышала окружающую всего на 5–10°С. И заготовки, и сами образцы, представляющие собой цилиндры диаметром 3 мм и длиной 10 мм хранились в жидком азоте в сосудах Дьюара. Непосредственное определение содержания водорода в пробах проводили в соответствии с методикой работы на газоанализаторе фирмы «ЛЕКО» RH-420. До начала анализа содержания остаточного водорода на газоанализаторе образцы обезжиривали промывкой в спирте (эфире, авиационном бензине или четыреххлористом углероде). Поверхность образцов должна быть чистой, без пор, раковин, задиров. Обработка результатов определения количества остаточного водорода производилась автоматически с помощью встроенного в анализатор микропроцессора.

Выводы

Таким образом, разработана типовая, надежная и простая методика отбора проб из твердого колесного металла для анализа на содержание остаточного водорода, согласованная и утвержденная Главным управлением вагонного хозяйства, инспекцией «Укрзалізниці» и предприятием – изготовителем колес. Контроль содержания остаточного водорода на всех переделах мартеновского и колесопрокатного производства позволит реализовать корректировку отдельных операций сквозного технологического процесса.

Список литературы

1. Виды разрушений термомеханически упрочненной высокопрочной арматуры, подвергнутой водородному охрупчиванию / [О. Г. Сидоренко, И. П. Федорова, Е. М. Демченко и др.] // Сб. науч. тр. ИЧМ. «Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии». – К. : Наукова думка, 1995. – С. 222–229.
2. Башнин Ю. А. Термическая обработка крупногабаритных, изделий и полуфабрикатов на металлургических заводах / Ю. А. Башнин, В. Н. Цурков, В. М. Коровина. – М. : Металлургия, 1985. – 220 с.
3. Термоупрочнение толстолистового проката из низколегированных марок стали, подвергаемого противоблоксной обработке / [В. А. Харченко, И. Е. Силаева, С. В. Коваленко и др.] // Изв. ВУЗов. Черная металлургия. – 1991. – № 1. – С. 77–78.

4. Влияние водорода на механические свойства и флокенообразование стали 30ХГСА / [Р. Г. Мурадова, А. В. Гольцов, Г. Д. Умайская и др.] // Изв. ВУЗов. Черная металлургия. – 1991. – № 1. – С. 71–73.
5. Полторацкий Л. М. Влияние водорода на пластичность проволоки при холодной осадке / Л. М. Полторацкий, В. Е. Громов, В. Я. Чинокалов, В. Я. Целлермаер // Изв. ВУЗов. Черная металлургия. – 1991. – № 4. – С. 56–58.
6. Целлермаер В. Я. Изменение при технологических испытаниях структуры стали 20Г2Р, подвергнутой наводороживанию / В. Я. Целлермаер, П. Е. Кравченко, В. Е. Громов // Изв. ВУЗов. Черная металлургия. – 1996. – № 12. – С. 70–71.
7. Сидоренко О. Г. Водородное охрупчивание высокопрочной термомеханически упрочненной арматуры и способы его предотвращения / О. Г. Сидоренко // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 1999. – № 5. – С. 68–71.
8. Сняжков К. А. Влияние водорода на вязкость разрушения сталей и сплавов / К. А. Сняжков, М. Н. Фуникова, С. А. Лукин // МИТОМ. – 1990. – № 3. – С. 11–12.
9. Вороненко В. И. Водород и флокены в стали / В. И. Вороненко // МИТОМ. – 1997. – № 11. – С. 12–18.
10. Millman M. S. Secondary steelmaking developments in British Steel / M. S. Millman // Ironmaking and Steelmaking. – 1999. – Vol. 26, № 3. – P. 169–175.
11. Флокеночувствительность железнодорожных рельсов производства НТМК / [Дерябин Л. А., Горшенин И. Г., Матвеев В. В. и др.] // Сталь. – 2003. – № 11 – С. 88–91.
12. Оптимизация противоблоксной обработки слябов с целью улучшения качества толстолистового проката / И. Л. Бродецкий, А. И. Троцан, О. В. Носоченко и др. // Сталь. – 1996. – № 11 – С. 60–63.
13. Узлов И. Г. Влияние углерода и водорода на физические и служебные характеристики конструкционных сталей / И. Г. Узлов, Э. В. Приходько, В. И. Школа // Int. Hydrogen Energy. – 1997. – Vol. 22, № 2/3. – pp. 291–298.
14. Влияние водорода на процессы структурообразования в железоуглеродистых сплавах / [В. И. Большаков, И. Г. Узлов, Л. Н. Дейнеко, В. И. Школа] // Сб. научн. тр. ИЧМ НАНУ «Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии». – К. : Наукова думка. – 2004. – Вып. 7. – С. 220–230.

СЕКЦИЯ «ЧАВУННЕ ЛИТВО»

УДК 621.771.294:621.785

Вергун А. С.¹

Шевченко А. Ф.²

Кисляков В. Г.³

Двоскин Б. В.⁴

¹ д-р техн. наук, заместитель директора ИЧМ НАНУ

² д-р техн. наук, зав. отделом ИЧМ

³ канд. техн. наук, ст. научн. сотр. ИЧМ НАНУ

⁴ канд. техн. наук, ст. научн. сотр. ИЧМ НАНУ

ПОВЕДЕНИЕ ПРИМЕСЕЙ В ЧУГУНЕ ПРИ ДЕСУЛЬФУРАЦИИ ЕГО ДИСПЕРГИРОВАННЫМ МАГНИЕМ, ИНЖЕКТИРУЕМЫМ В РАСПЛАВ В СТРУЕ РАЗЛИЧНЫХ ГАЗОВ-НОСИТЕЛЕЙ

Выполнено исследование влияния параметров процесса десульфурации чугуна инжектированием гранулированного магния на процессы десульфурации и дегазации железоуглеродистого расплава.

Изучено влияние типа газа-носителя (воздух, азот, аргон, природный газ) на эффективность процесса десульфурации чугуна, а также поведение в чугуне примесей и газов, которые в процессе кристаллизации расплава образуют в отливках сульфиды, оксиды, нитриды и другие соединения, присутствующие, в основном, в виде неметаллических включений.

Установлено, что различное сочетание компонентов системы «реагент-газ» в процессе десульфурации чугуна сопровождается различным характером поведения примесей и газов в расплаве и, в конечном счете, оказывает существенное влияние на морфологию и содержание неметаллических включений в металле.

Использование в качестве транспортирующего газа для ввода магния в чугун воздуха (как и природного газа) позволяет снизить содержание кислорода в чугуне примерно в 2 раза (с 0,006–0,008% до 0,002–0,003%) (табл. 1). Эффективность процесса десульфурации при использовании природного газа более высокая, чем при использовании воздуха.

При использовании природного газа необходимо учитывать то обстоятельство, что в результате его конверсии в объеме расплава образуется водород, который растворяется в чугуне, о чем свидетельствуют результаты исследований, представленных в табл. 2

Таблица 1 – Результаты обработки чугуна в ковше инжeksiрованием магния в струе воздуха или природного газа

Тип транспортирующего газа	Удельный расход магния, кг/т	Содержание серы, %		Содержание, Mg _{ост.} %	Содержание кислорода, %		[Mg][S] _{кон.} x 10 ⁻⁵ %	[Mg][O] _{кон.} x 10 ⁻³ %	Показатель β _s , кг/кг
		исх.	кон.		исх.	кон.			
Воздух	0,54	0,026	0,011	0,014	0,0065	0,0027	14,3	3,6	3,6
Природный газ	0,51	0,030	0,010	0,012	0,0068	0,0028	11,07	2,9	2,55

Таблица 2 – Результаты обработок чугуна гранулированным магнием, вводимым в струе природного газа

№ обр.	Удельный расход магния, кг/т	Содержание серы в чугуне, %		Показатель β _s , кг/кг	Содержание водорода в чугуне, мл/100 г			
		до обработки	после обработки		до обработки	после обработки	на разливе	в готовых чущках
1	0,64	0,037	0,010	2,37	3,1	6,5	6,0	4,4
2	0,91	0,051	0,006	2,02	3,57	5,29	5,21	2,89

Поскольку определенное количество магния при вводе его в чугун в струе воздуха связывается с кислородом и азотом транспортирующего газа, то это несколько ухудшает эффективность процесса десульфурации чугуна, что выражается в увеличении расхода магния на удаление серы (показатель β_s). Использование азота вместо воздуха при вдувании магния в чугун не имеет никаких преимуществ перед воздухом, т.к. транспортирующий газ связывается с магнием, образуя нитриды магния, и таким образом уменьшается количество магния на взаимодействие с серой. Содержание азота в чугуне при этом изменяется следующим образом: если содержание азота в чугуне до обработки равно 0,005–0,006% (равновесное значение), то в процессе обработки оно не изменяется. При содержании азота в чугуне перед обработ-

кой менее этой величины наблюдается увеличение содержания азота в чугуна (табл. 3).

Таблица 3 – Результаты обработки чугуна в ковше инжестированием магния в струе азота или аргона

Тип транспортирующего газа	Удельный расход магния, кг/г	Содержание серы, % <u>исх.</u> кон.	ΔS , %	Показатель β_s , кг/кг	Содержание азота, ppm <u>исх.</u> кон.	ΔN , %	Содержание водорода, ppm <u>исх.</u> кон.	ΔH , %
Азот	0,37	$\frac{0,015}{0,004}$	73	3,4	$\frac{51}{50}$	2,0	$\frac{4,5}{2,2}$	51,1
Азот	0,76	$\frac{0,024}{0,002}$	91	3,45	$\frac{35}{41}$	+17,1	$\frac{3,3}{3,62}$	+9,0
Аргон	0,68	$\frac{0,030}{0,003}$	90	2,5	$\frac{38}{29}$	23,7	$\frac{10,0}{3,1}$	69,0
Аргон	0,65	$\frac{0,035}{0,003}$	94	1,96	$\frac{51}{36}$	9,8	$\frac{4,9}{3,8}$	18

Использование в качестве транспортирующего газа для ввода магния в чугун аргона является эффективным средством не только повышения эффективности процесса десульфурации чугуна, но ипутного снижения содержания водорода в чугуна (табл. 3).

Результаты исследования неметаллических включений в чугуна перед десульфурацией и после десульфурации его магнием свидетельствуют о том, что сера в исходном чугуна присутствует в виде сульфидов марганца (рис. 1), а после десульфурации в виде сульфидов марганца и магния (рис. 2).

В результате ввода магния в чугуна в струе аргона в металле выявлены сложные оксисульфидные включения, содержащие кислород, магний, кремний, серу, титан, железо, по составу примерно соответствующие составу ковшевого шлака (рис. 3).

В чугуна, обработанном магнием в струе азота, наряду с сульфидами и оксидами, выявлены азотсодержащие соединения.

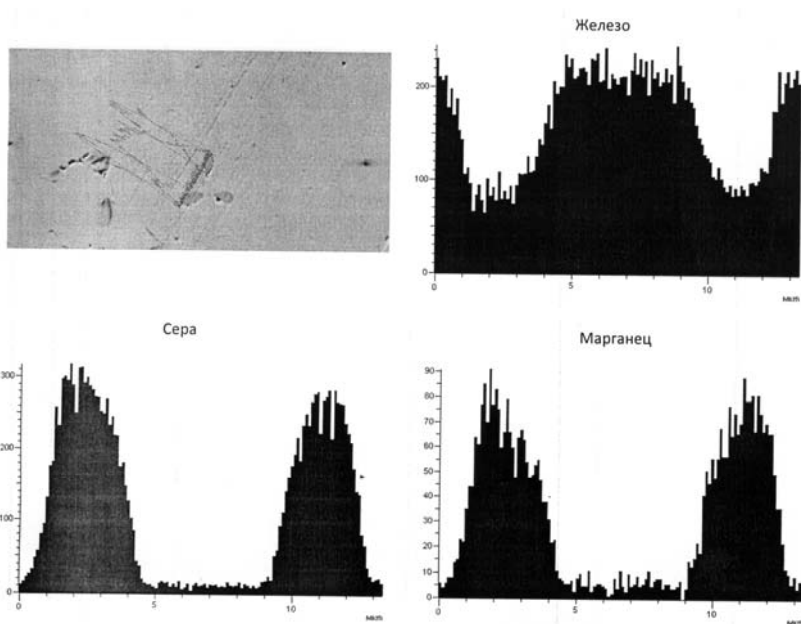
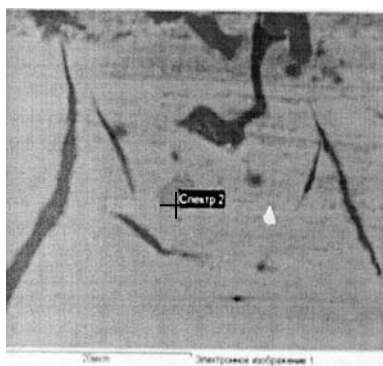
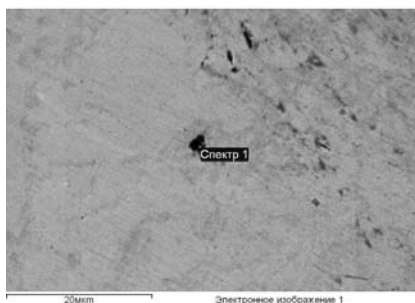


Рисунок 1 – Результаты линейного зондового сканирования неметаллических включений в пробе чугуна перед десульфурацией



Содержание элементов,		
Элемент	Весовой, %	Атомный, %
O	0,00	0,00
Mg	7,28	12,11
Al	0,10	0,16
Si	0,02	0,03
P	0,29	0,38
S	35,72	45,07
Ti	6,35	5,36
Mn	43,27	31,86
Fe	6,97	5,05

Рисунок 2 – Состав сульфида, образующегося в чугуне в результате десульфурации его магнием, вводимым в струе азота



Содержание элементов,		
Элемент	Весовой, %	Атомный, %
O	16,78	36,38
Mg	6,85	9,77
Al	0,08	0,10
Si	1,32	1,63
P	0,66	0,74
S	9,21	9,97
Ti	9,26	6,71
Fe	55,85	34,70

Рисунок 3 – Состав неметаллических включений, образующихся в чугуне в результате обработки его магнием, вводимым в струе аргона

Таким образом, для осуществления эффективной технологии десульфурации магнием чугуна для сталеплавильного производства необходимо исключить из состава транспортирующего газа кислород и азот. Использование в качестве транспортирующего газа – природного газа или аргона позволит достигнуть высоких показателей по десульфурации, однако при этом следует ожидать повышение в рафинированном чугуне водорода при использовании природного газа.

Для осуществления эффективной технологии рафинирования литейного чугуна с обеспечением глубокой его десульфурации с попутной дегазацией целесообразно использовать технологию десульфурации чугуна инжектированием диспергированного магния в струе аргона.

УДК 669.111.225

Иванов В. Г.¹

Пирожкова В. П.²

¹канд. техн. наук, доцент ЗНТУ

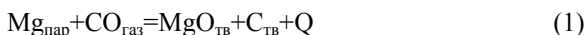
²канд. техн. наук, ст. научн. сотр.

О МЕХАНИЗМЕ ОБРАЗОВАНИЯ ШАРОВИДНОЙ ФОРМЫ ГРАФИТА

Механизм образования шаровидного графита в чугунах остается наиболее спорным вопросом литейного производства. Конкуренция нескольких десятков гипотез формирования шаровидного графита и современные возможности компьютерного моделирования до настоя-

щего времени не создали условий для формирования единой общепринятой теории. Это, по-видимому, связано с большим количеством факторов влияющих на этот процесс: природа шихтовых материалов, наличие примесей, условий плавки, модифицирования и т. д.

Наиболее часто в зарубежной и отечественной литературе склоняются к теории «газовых пузырьков», которые формируются за счет паров магния, водорода или других газов. По версии Горшкова А. А. и Karsay S. I. [1, 2] таким газом в чугунах является СО. Такие сильные раскислители, как магний или редкоземельные металлы (иттрий, церий, лантан и др.) эффективно реагируют с кислородом. Например, по известной реакции:

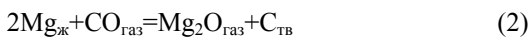


Отмечается [1], что при температурах жидкого чугуна эта реакция протекает слева направо, очень интенсивно и почти до конца. В результате того, что из двух газообразных тел образуются два твердых тела с высокой прочностью и высокой температурой плавления, во многих местах жидкого чугуна создаются области с вакуумом. Первоначальные пузырьки магния уменьшаются с 2 мм до 2–3 мкм в результате прохождения реакции, одновременно внутрь диффундирует водород, а на поверхности раздела откладывается углерод при снижении растворимости в железе и уменьшении температуры. Таким образом, рост графита происходит от периферии к центру.

Проведенными металлографическими, микроспектральными и петрографическими исследованиями установлено, что в условиях дефицита кислорода в чугуне, из-за высокого содержания кремния, марганца и других элементов с высоким сродством к кислороду, образуются соединения пониженной валентности.

Этот эффект присущ всем металлам, особенно переходным. Так металлы первых трех групп периодической системы только в обычных условиях образуют соединения нормальной валентности, а при высоких температурах – пониженной валентности [3].

Таким образом, взаимодействие магния с окисью углерода протекает весьма интенсивно, со «взрывом» и образованием газового пузырька, оболочка которого состоит из метастабильной субоксида магния по реакции



О возможности существования окисла Mg_2O известно из работ [4, 5].

При этом интересно отметить, что образовавшийся графит имеет шестигранную форму с полостью в центральной части и является основанием газового пузырька. Кроме того, наличие полости в графите служит каналом питания пузырька, по которому осуществляется диффузия, растворенного в жидком чугуна, углерода.

Оксид углерода, достигнув полости пузырька, диспропорционирует – распадается на графит и газ CO_2 по реакции



Образовавшийся таким образом графит имеет таблитчатую форму (агрегаты тонких пластинок или листочков) и распределяется по шести сегментам, начиная от периферии к центру.

Такой графит, по мере поступления CO заполняет весь или почти весь объем газового пузырька. Характерно и то, что наряду с заполнением объема газового пузырька графитом, заполняется и канал питания, на котором наращиваются шестиугольные пластинки графита.

Наслоение тонких базисных слоев графита друг на друга приводит к утолщению стенок (зарастанию) канала питания и, соответственно, к сужению его полости.

Кроме углерода, в объем пузырька диффундируют и другие газы – субокислы: SiO , AlO , Si_2O , Al_2O , Ca_2O , Mg_2O . Малоустойчивые субсоединения, такие как SiO , AlO , подобно CO , распадаются на металл и окисел высшей валентности, образуя при этом типичные структуры распада. Иногда, вблизи канала питания, на поверхности уже образовавшегося графита, наблюдаются структуры распада моноксидов кремния. Более устойчивые субокислы (Si_2O , Al_2O) присутствуют в метастабильном «закаленном» состоянии в виде мельчайших иголок, пластинок и призм. Субокислы взаимодействуют между собой, хорошо растворяются в своих окислах, образуя твердые растворы сложного и переменного нестехиометрического состава, конденсируются на поверхности ранее образовавшегося графита, особенно вблизи канала питания, нередко закрывая его полностью или частично.

Таким образом, канал питания газового пузырька закрывает не только графит, но и субсоединения элементов, присутствующих в растворе жидкого чугуна. В закрытые каналы питания газовая фаза не диффундирует и формирование шаровидной формы графита прекращается.

Следует подчеркнуть, что за период почти полного заполнения объема газового пузырька и канала питания кристаллическим графитом

том таблитчатой и шестигранной формы соответственно, окись углерода поступающая через узкий канал питания в газовый пузырек, обладает уже иными свойствами – не диспропорционирует (не распадается). Она находится, в так называемом, «закаленном» состоянии, имеет пленочную форму, аморфную или скрытокристаллическую микроструктуру, обладает сильным металлоподобным блеском. Располагается веерообразно от канала питания к периферии шестиугольных звеньев, покрывая полностью или частично, ранее образовавшиеся таблитчатые кристаллы графита.

Выводы:

1. Представлен новый механизм образования шаровидной формы графита, обусловленный образованием газового пузырька с оболочкой субоксида магния.

2. Выявлены три морфологических типа графита, образующегося в различные периоды растворения модификатора и изменения физико-химических, в том числе и температурных, условий жидкого чугуна.

3. Показано, что в формировании шаровидной формы графита принимает, преимущественно, таблитчатая форма кристаллов графита и, в меньшей степени, пленочная или аморфная форма графита.

4. Установлено двухэтапное заполнение пространства (объема) газового пузырька стабильным и метастабильным графитом кристаллической и пленочной формы, соответственно.

Список литературы

1. Справочник по изготовлению отливок из высокопрочного чугуна [Текст] / Под общ. ред. А. А. Горшкова. – Москва-Киев : Машгиз, 1961. – 300 с.

2. Karsay S. I. Ductile Iron Production Practice. Amer Foundry Society Inc, Des Plaines, Illinois, 1987.

3. Беляев А. И. Одновалентный алюминий в металлургических процессах [Текст] / А. И. Беляев, Л. А. Фирсанова. – М. : Металлургиздат, 1959. – 141 с.

4. Wriedt H. A. // Bull. Alloy Phase Diagr // H. A. Wriedt. –1987. – V. 8. N 3. – P. 227–233.

5. Petrú F., Brožek V., Hajek B. // Collect. Czech. Chem. Commun. – 1966. –V. 31. – P. 921–927.

УДК 669.14.018:

Яценко Р. В.¹

Иванов В. Г.²

¹канд. техн. наук, зав.лаб. ГП «УкрНИИ Спецсталь»

²канд. техн. наук, докторант ЗНТУ

КОЛИЧЕСТВЕННЫЙ МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ШАРОВИДНОГО ГРАФИТА В ЗАГОТОВКЕ ПОРШНЕВЫХ КОЛЕЦ ИЗ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА

С использованием современных металлографических технологий [1, 2] проведен количественный анализ шаровидного графита на полированных микрошлифах центробежнолитой заготовки в трех зонах поперечного сечения: наружной, средней и внутренней. Для каждого графитного включения определены 20 геометрических параметров¹ – линейные размеры, площадь, периметр, коэффициенты формы, изрезанность и др. В каждой из трех исследованных зон поперечного сечения отливки вычислены средние значения и статистические характеристики измеренных параметров. Построены кривые распределения включений графита по размерным группам ГОСТ 3443 и исследовательским группам.

Выявлены и подтверждены количественно различия в количестве, размерах, форме и изрезанности поверхности включений графита в центральном слое отливки и слоях, прилегающих к ее наружной и внутренней поверхности: общее количество включений в наружной зоне отливки на 29%, больше, чем в середине сечения; а площадь, линейные размеры, и количество крупных (более 35 мкм) включений графита – в 1,2–3,4 раза меньше. Полученные данные важны как для определения оптимальной структуры поршневых колец, так и для совершенствования технологии производства заготовок.

Список литературы

1. Пантелеев В. Г. Компьютерная микроскопия / В. Г. Пантелеев, О. Г. Егорова, Е. И. Клыкова. – Москва : Техносфера, 2005. – 304 с.
2. Яценко Р. В. Использование современных средств количественной металлографии / Р. В. Яценко, Ю. Ф. Терновой, М. Ю. Яценко // Металлургическая и горнорудная промышленность – № 1. – 2012. – С. 59–64.

¹ Выполнено Яценко М. Ю.

УДК 620.186

Иванов В. Г.¹,

Пирожкова В. П.²

¹канд. техн. наук, доцент ЗНТУ

²канд. техн. наук, ст. наук. сотр.

О МОРФОЛОГИИ ГРАФИТА

Природа образования графита в чугунах давно является предметом дискуссий и споров материаловедов. В чугунах графит, имеющий гексагональную решетку, может образовывать самые различные формы включений: пластинчатые, шаровидные, хлопьевидные, вермикулярные и др. Образование той или иной формы включения часто связывают с условиями кристаллизации и наличием примесей в чугунах.

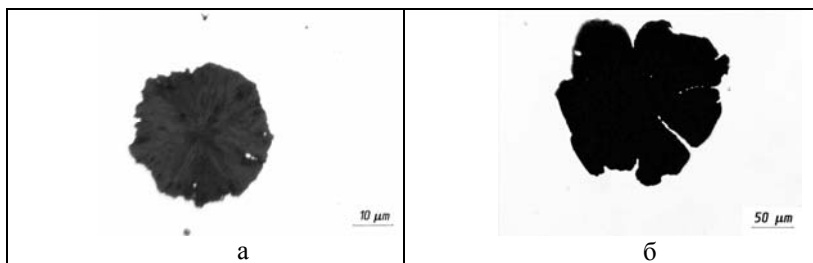
По многочисленным экспериментальным данным отечественных и зарубежных исследователей, показано, что в чистых железоуглеродистых сплавах, выплавленных в вакууме, образуется шаровидный графит без использования сфероидизирующих добавок. Это может свидетельствовать о том, что образование шаровидной формы графита, независимо от состава сплава и способа его выплавки, присуще самой природе графита. Базисные плоскости растут перпендикулярно радиусу включения, образуя многогранник, видимый в плоскости шлифа как шаровидное включение. Примеси подавляют шаровидный рост. Таким образом, роль сфероидизирующих элементов в промышленных чугунах с высоким содержанием примесей часто связывают с рафинирующим действием, удалением серы и кислорода из расплава.

При кристаллизации чугуновых отливок нередким явлением является вытеснение графита на поверхность отливки и отложения его в порах или несплошностях, что по-видимому связано с уменьшением растворимости углерода. Поэтому представляло интерес изучить морфологию включений такого графита и сравнить его с морфологией включений в самом чугуне.

Высокопрочный чугун заэвтектического состава выплавляли в индукционной печи, вместимостью 30 кг. Химический состав чугуна был следующим (масс. доля, %): 3,72 C; 3,87 Si; 0,3 Mn; 0,038 P; 0,081 S. Для получения шаровидного графита металл в ковше обрабатывали никель-магниевого лигатурой (15% Mg, 0,6% Ce) и ферросилицием ФС 65 в количестве по 1,0%.

Отливали заготовки диаметром 60 мм в графитовые изложницы. Из заготовки вырезали шлифы для металлографического анализа, который проводили с использованием микроскопов МИМ-7 и «ZEISS. Epityp-2».

С верхней поверхности слитка высокопрочного чугуна под бинокулярным микроскопом МБС-10 механическим способом выделяли графитовые включения, которые с помощью препараторской иглы переносили на предметное стекло. Используя иммерсионные жидкости, проводили петрографические исследования на кристаллооптическом микроскопе МИН-8. В проходящем свете определяли их форму, размеры и другие свойства. На рис. 1 приведены фотографии включений графита в металле и выделенные с поверхности отливки.



а – включение на шлифе;
б –включение, извлеченное с поверхности слитка

Рисунок 1 – Включения шаровидного графита

Проведенные исследования показали, что форма включений графита после обработки сфероидизирующими модификаторами в металле и закристаллизовавшегося на поверхности слитка аналогична. Вытеснение атомов графита на поверхность слитка вызывает рост кристаллов по аналогичному механизму, как это происходит в теле кристаллизующегося чугуна. По морфологическим признакам эти включения идентичны. Низкая прочность объемных включений графита закристаллизовавшихся на поверхности не позволяет во многих случаях целиком перенести их на предметное стекло. Поэтому, чаще мы наблюдали обломки шестигранных графитных комплексов.

Таким образом, обработка сфероидизирующими добавками жидкого чугуна приводит к изменению роста кристаллов графита, и образованию шаровидных включений независимо от сопротивления среды, в которой они выделяются.

УДК 621.745.5:669.131+669.295

Иванов В. Г.¹,

Лунев В. В.²

¹ канд. техн. наук, доцент ЗНТУ

² д-р техн. наук, профессор, директор ФТИ ЗНТУ

ОСОБЕННОСТИ ВЫПЛАВКИ ЧУГУНОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ОТХОДОВ ТИТАНОВОГО ПРОИЗВОДСТВА

Чушковые чугуны остаются наиболее дефицитными и дорогими шихтовыми материалами в современном литейном производстве. Для снижения себестоимости литых изделий все чаще выплавляют так называемый «синтетический» чугун с использованием стальных отходов. Особый интерес представляет изучение возможности применения железосодержащих отходов других производств. Например, при рудно-термической плавке титановых шлаков образуется попутный продукт на основе железа, содержащий дорогостоящие легирующие элементы: титан, молибден, ванадий, никель и др. Проведенными исследованиями в конце 80-х годов прошлого столетия ОНИЛ износостойких и хладостойких сталей и сплавов при ЗМИ (ныне ЗНТУ) и Института Титана (ныне ГП «ГНИП Институт титана») показали возможность применения попутного продукта взамен стального лома и переделных чугунов при выплавке отбеленных чугунов для прокатных валков и серых чугунов для блоков цилиндров дизельных двигателей. Наличие в составе попутного продукта высокого содержания серы (до 0,35%) и фосфора (до 1,4%) ограничило его применение для получения высокопрочных чугунов. Однако данные разработки не получили широкого распространения вследствие экономических и политических причин.

В настоящее время в Украине наблюдается существенный дефицит шихтовых материалов, поэтому назрела острая необходимость более эффективного использования данного попутного продукта производства титана при получении изделий из железных сплавов.

Одним из главных недостатков данного железосодержащего продукта, кроме высокого содержания серы и фосфора, является его негабаритность. Средние размеры продукта составляют **2700×1600×600 мм**, а масса может достигать 4 тонн. Такие негабаритные материалы могут с успехом использоваться в большегрузных металлургических печах, а для небольших литейных печей потребует предварительная подготовка (порезка, измельчение, очистка от ржавчины и т.д.), что повлечет удорожание технологии. Кроме того, при плавке в металлургических печах утрачиваются ценные легирующие компоненты.

Проведенными дополнительными исследованиями установлено, что данный попутный железосодержащий продукт имеет непостоянный химический состав, особенно по углероду, кремнию, марганцу и другим элементам. Во многих случаях он представляет собой конгломерат сплава железа и шлака, особенно в поверхностных слоях. Доля шлака может составлять до 50%. Поэтому применение данного шихтового материала сопровождается определенными особенностями.

При плавке в дуговых печах наличие повышенного количества шлака не составляет технологических затруднений. Его периодически скачивают через рабочее окно. В дуговой печи с основной футеровкой возможно провести также операции по дефосфорации и десульфурации сплавов.

В индукционной печи удаление шлака представляет довольно трудоемкую операцию, а операции по удалению серы и фосфора практически невозможны. Поэтому доля попутного железосодержащего продукта не должна превышать 5–10%. Больше количество приводит к существенному вырождению графитовой фазы, образованию междендритного графита и структуре половинчатого чугуна. Поэтому обязательной операцией, в данном случае, является графитизирующее модифицирование, например ферросиликобарием. Это устраняет отбел и способствует увеличению доли попутного продукта в шихте. Также необходимо корректировать состав чугуна по углероду путем добавления карбюризаторов. Операцию науглераживания следует проводить после скачивания шлака и получения данных экспресс-анализа.

Кроме того, наличие повышенного содержания серы (соотношение $Mn/S \approx 1$) при низком содержании углерода способствует получению компактного графита, образующегося после кратковременного отжига. То есть появляется возможность получения высокопрочного чугуна без сфероидизирующей обработки.

Попытка получения высокопрочного чугуна путем обработки магнийсодержащими лигатурами не дало положительных результатов, по-видимому из-за высокого содержания серы (0,12%). Этот вопрос требует специального изучения. Однако, как было показано, получение компактного или шаровидного графита в чугунах, выплавленных с использованием отходов титанового производства, возможно после проведения предварительной десульфурации или, как предложено выше, после термической обработки.

Повышению доли использования попутного продукта в составе шихты для выплавки чугунов будет способствовать предварительная подготовка этого металла на титано-магниевом производстве: тщательное отделение титанистого шлака от попутного железосодержащего металла, разливка в габаритные чушки, контроль за химическим составом и т.д.

Таким образом, использование железосодержащих отходов титанового производства является перспективным направлением при получении чугунов различного вида и назначения.

СТРУКТУРА ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА ПРИ ЛИТЬЕ В ВАКУУМИРУЕМЫЕ ПЕСЧАНЫЕ ФОРМЫ

В мировом выпуске отливок 103,2 млн. тонн за 2013 г. доля отливок из серого чугуна составляет 47,8 млн. т., из ВЧ – 25,1 млн. т., стали – 11,1 млн. т. (Mod. Casting № 12 – 2014). Видно, что объем отливок из ВЧ почти в 2,5 раза превышает объем стального литья. Зачастую масса деталей из чугуна ниже, чем стальных, что объясняется присутствием в структуре графитовой фазы. Графитовые включения в структуре чугуна способствуют повышению демпфирующей способности, теплопроводности, коррозионно- и износостойкости изделий.

При литье в песчаные вакуумируемые формы (ВФ) способами литья по газифицируемым моделям (ЛГМ, Lost Foam Process) или в вакуумно-пленочные формы (ВПФ, V-process) благодаря присасывающему действию вакуума формы на жидкий металл практически исчезает газовый зазор между металлом и формой и ускоренно образуется корка толщиной 6–8 мм. Ее прочность и прочность формы позволяют удерживать отливку от расширения в ускоренно образованной внешней металлической оболочке при затвердевании большей части металла в центральных частях отливки. При этом во многих случаях на момент полного затвердевания отливки предусадочным расширением ВЧ, связанным с выделением графита, компенсируются усадочные процессы, связанные прежде всего с усадкой жидкой фазы, обеспечивая затвердевание отливки без усадочных раковин и пористости без применения прибылей и заменой их выпорами.

Указанная выше особенность – ускоренное затвердевание поверхностного слоя отливки, обычно на глубину ее стенки до 8 мм, в результате воздействия вакуума на металл закономерно отражается на структуре поверхностного слоя (рис. 1). Эта структура характеризуется в 4–5 раз более мелкими включениями графита, чем в среднем по телу отливки, а также значительным содержанием феррита (до 80%) с твердостью металла не выше 180 НВ при твердости в среднем по сечению стенок отливки – около 200 НВ. Такая закономерность сочетания преимущественно ферритной матрицы с мелкими и частыми включениями графита обнаружена также при кокильном литье на некоторой глубине в стенке отливки и на тонкостенном литье (стенка толщиной 3 мм) в формы из ХТС. С повышением скорости затвердевания чугуна резко повышаются количество и дисперсность первичных графитовых

включений, что может не затормозить, а ускорить разложение связанного углерода. Полученную нами корку (методом выливания жидкого остатка из ВФ) легко можно было согнуть пальцами, она не ломалась, как мы привыкли для таких сечений из чугуна для заливов по разьему в песчано-глинистой форме. Анализ литературы показал, что ферритная основа чугуна встречается не только при малых скоростях охлаждения, но и при некотором интервале больших скоростей, близких к критической. Появление такой аномальной феррито-графитной структуры объясняется тем, что наличие дисперсного эвтектического графита (графита переохлаждения) при перлитном превращении способствует полному распаду аустенита с выделением феррита.

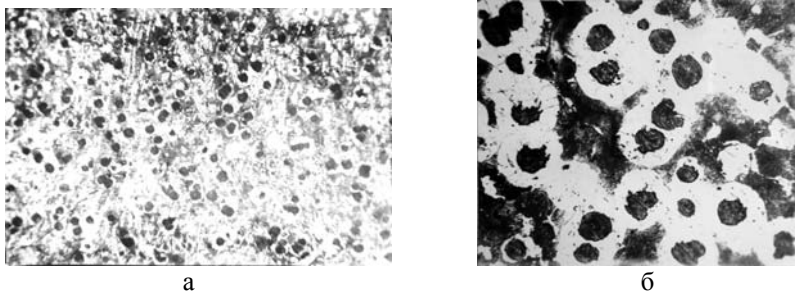


Рисунок 1 – Структура ($\times 100$) ВЧ500-2 стенки моноблочного гидрораспределителя, отлитого в ВФ, по сечению на расстоянии от поверхности отливки: а – 2,5 мм; б – 25 мм

Фотографии подобной структуры отливок из ВЧ, соответствующей маркировке 450–12, показаны (рис. 2) на сайте компании Dura-Bar (www.dura-bar.com/products/65-45-12.cfm, США). Такая структура характерна для цилиндрических слитков диаметром порядка 500 мм. Слитки (круги в сечении) нескольких диаметров выпускаются этой компанией литьем в водоохлаждаемые многоразовые изложницы. Видно, что поверхностный слой («обод») обладает графитом повышенной дисперсности, аналогично структурам на рис. 1. Отсюда влияние стенки изложницы на кристаллизацию ВЧ можно уподобить ускоренному затвердеванию от воздействия вакуума при том, что центральные части отливки в песчаной ВФ затвердевают медленнее, чем в металлической водоохлаждаемой форме.

Рассмотренный пример особенностей структуры ВЧ целесообразно учитывать в случае анализа и идентификации базовых литых конструкций транспорта (автотракторного, железнодорожного), трубопроводов, нефтехимической промышленности, горно-обогательного комплекса с разработкой многоуровневой структуры

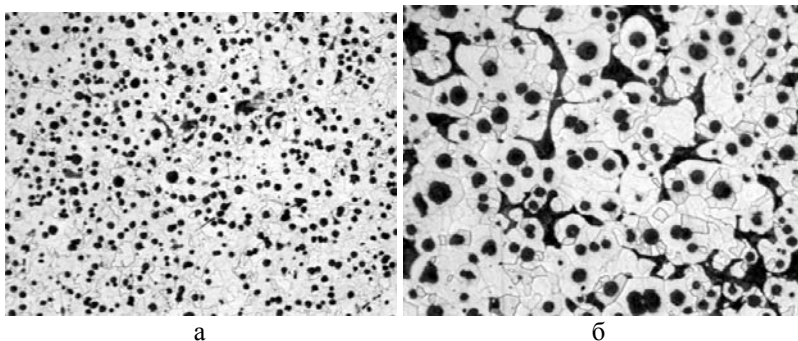


Рисунок 2 – Структура ($\times 100$) ВЧ цилиндрического слитка на периферии (а) и в центре (б)

определения и прогнозирования эксплуатационных характеристик таких базовых литых конструкций, а также создания структуры и параметрических признаков по оптимизации эффективных технологических процессов, направленных на получение точных отливок малой металлоемкости с прогнозируемыми потребительскими характеристиками.

УДК 621.745.55

Радченко К. С.¹

Ямшинский М. М.²

Федоров Г. Е.²

¹ канд. техн. наук, научный сотрудник НТУУ «КПИ», г. Киев

² канд. техн. наук, доцент НТУУ «КПИ», г. Киев

ВЛИЯНИЕ ТИТАНА НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ИЗНОСОСТОЙКОГО ВЫСОКОХРОМИСТОГО ЗАЭВТЕКТИЧЕСКОГО ЧУГУНА

Для изготовления деталей, работающих в условиях интенсивного абразивного изнашивания, не сопровождаемого ударными нагрузками, в промышленности используют белые высокохромистые чугуны доэвтектического и эвтектического составов, что обусловлено оптимальным сочетанием высоких износостойкости, технологических и механических свойств.

Износостойкость таких чугунов обеспечивается наличием в вязкой матрице дисперсных высокотвердых специальных карбидов хрома, количество которых обычно составляет 20...30%. Повышение со-

удержания углерода в чугунах (с 18% хрома) выше 3,4...3,8% приводит к образованию крупных заэвтектических карбидов Cr_7C_3 , т.е. переходу чугуна в заэвтектический состав. При этом ухудшаются технологические свойства и резко повышается хрупкость чугуна.

Однако такой чугун привлекает внимание исследователей и эксплуатационников благодаря более высокому содержанию твердых и износостойких карбидов типа Me_7C_3 [1], а значит и потенциально более высокой износостойкости в абразивных средах (при отсутствии ударных нагрузок). Так, например, при добыче нефтеносных песков в Канаде (Северная Альберта) традиционно применявшиеся эвтектические хромистые чугуны не обеспечивали достаточной стойкости оборудования. Стремление снизить большие экономические потери от износа насосов, перекачивающих абразивные пульпы, привело к использованию заэвтектических хромистых чугунов.

Технологические и эксплуатационные свойства высокохромистых заэвтектических чугунов (ВХЗЧ) могут быть улучшены легированием и технологией, обеспечивающей нужную структуру сплава [2]. Литую структуру металлической матрицы высокохромистых чугунов можно изменять термической обработкой.

Методы измельчения карбидов в ВХЗЧ изложены в работах [1, 3]. В работе [3] отмечается, что титан в заэвтектическом чугуне влияет на морфологию первичных карбидов Me_7C_3 , делая их более дисперсными.

Целью данной работы является исследование влияния легирования титаном (до 2%) на структуру и механические свойства износостойкого ВХЗЧ состава, %: 3,9...4,3 C, 16,0...18,0 Cr, 0,6...1,5 Si, 4,0...5,0 Mn, 0,1 Ti, $\leq 0,09$ P, $\leq 0,05$ S. Исходный чугун 420Х18Г5 имеет грубую транскристаллитную структуру с крупными первичными карбидами Me_7C_3 , низкую технологичность.

Высокохромистый износостойкий чугун 420Х18Г5 выплавляли в индукционной печи ИСТ-006 с кислой футеровкой емкостью тигля 60 кг. Титан вводили в тигель печи по нарастающей, предварительно раскислив сплав алюминием в количестве 0,2%. Чугун заливали в сухие, окрашенные цирконовой краской, песчано-глинистые формы при температуре 1380...1400 °С.

Износостойкость исследовали методом истирания литых призматических образцов размерами 65×25×10 мм в галтовочном барабане, в качестве абразива использовали сухой шлак Трипольской ТЭС фракции 2...4 мм. Для исключения ударных нагрузок на образцы использовали достаточное количество шлака, что минимизировало соударение образцов между собой и со стенками барабана. Одновременно износ

подвергали 12 образцов (по три образца каждого состава). В качестве эталонных образцов для сравнения использовали образцы из чугуна базового состава. Коэффициент относительной износостойкости определяли как отношение потерь масс эталонных образцов к исследуемым. Образцы взвешивали на аналитических весах с точностью до 0,0001 г.

Металлографическое исследование шлифов проводили на их поверхности, поскольку в этом случае большинство первичных карбидов ориентированы осью с перпендикулярно поверхности шлифа, при этом можно четче определить влияние легирования на структуру сплава. Микроструктуру изучали на микроскопе Neophot 21, а также на растрово-электронном микроскопе РЭМ 106и.

При кристаллизации чугуна титан образует карбиды и карбонитриды. Добавка титана до 2% в чугун 420Х18Г5 заметно влияет на структуру чугуна (рис. 1).

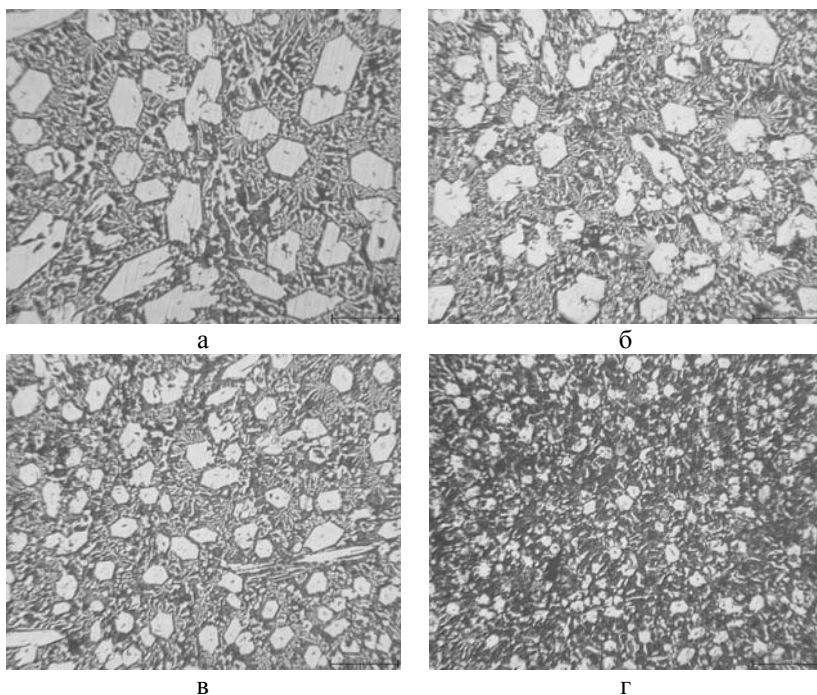


Рисунок 1 – Микроструктура заэвтектического чугуна 420Х18Г5 без титана (а), с добавкой 0,4% Ti (б), 1% Ti (в), 2% Ti (г) ($\times 100$)

Первичные карбиды хрома Cr_7C_3 в исходном чугуна имеют крупные размеры (50...70 мкм), с повышением содержания титана размер эквивалентного диаметра карбидов постепенно уменьшается (рис. 2). При максимальном содержании титана в исследуемом диапазоне карбиды уменьшаются до 17...28 мкм, т.е. почти в три раза. Уменьшение эквивалентного диаметра карбидов практически линейно связано и повышением содержания титана.

Максимальная твердость базового чугуна 420X18Г5 в литом состоянии получена при содержании в нем 0,2...0,3% титана, а износостойкость – при 0,3...0,5% титана (рис. 2). Повышение твердости и износостойкости связано с образованием мелкодисперсных тугоплавких частиц карбидов и карбонитридов титана высокой твердости, которые упрочняют сплав и повышают его сопротивление абразивному изнашиванию. Кроме того, как было показано выше, первичные карбиды хрома в заэвтектическом чугуна заметно измельчаются при добавлении в сплав титана. При содержании титана более 0,5% износостойкость чугуна понижается. Это объясняется тем, что при таких количествах титан образует значительное число карбидов и карбонитридов, которые собираются в колонии (рис. 3), в основном на границах между карбидами хрома и матрицей сплава.

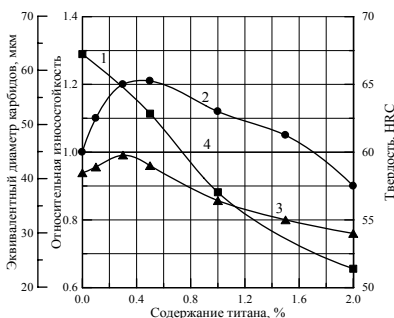


Рисунок 2 – Влияние содержания титана на эквивалентный диаметр карбидов Me_7C_3 (1), относительную износостойкость (2) и твердость чугуна 420X18Г5 (3). 4 – износостойкость базового чугуна

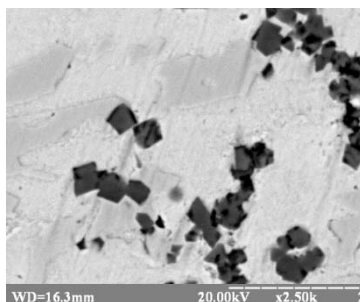


Рисунок 3 – Колонии карбидов и карбонитридов титана в высокохромистом чугуна 420X18Г5, содержащем 2% Ti

Локальные скопления карбидов титана, не смотря на высокую твердость, могут разрушаться по хрупкому механизму, и, выкрошиваясь из поверхности сплава, оголять относительно мягкую матрицу.

Кроме того введение в хромистый чугун титана в таких количествах приводит к усиленному взаимодействию расплава с газами атмосферы и огнеупорным материалом футеровки, и, как следствие, сплав загрязняется неметаллическими включениями.

Таким образом, добавление титана в ВХЗЧ существенно уменьшает эквивалентный диаметр первичных карбидов хрома типа Me_7C_3 . Для повышения износостойкости ВХЗЧ целесообразно дополнительно легировать титаном в количестве 0,3...0,5%.

Список литературы

1. Гарбер М. Е. Износостойкие белые чугуны: свойства, структура, технология, эксплуатация / М. Е. Гарбер. – М. : Машиностроение, 2010. – 280 с.
2. Abrasion resistance of high Cr cast irons at an elevated temperature / [Hua-Nan Liua, Michiru Sakamoto, Mikio Nomurab, Keisaku Ogic] // Wear. –2001. – Vol. 250. – P. 71–75.
3. Effect of titanium on the morphology of primary Me_7C_3 carbides in hypereutectic high chromium white iron / [Xiaojun Wu, Jiandong Xing, Hanguang Fu, Xiaohui Zhi] // Materials Science and Engineering: A. – 2007. – Vol. 457. – P. 180–185.

УДК 621.74.669.13

Матвеева М. О.¹

Климович Б. В.²

Климович В. В.³

¹д-р техн. наук, профессор НМетАУ

²мл. науч. сотр., НМетАУ

³специалист I кат. НМетАУ

КОМПЛЕКСНОЕ ЛЕГИРОВАНИЕ ФАЗОВЫХ СОСТАВЛЯЮЩИХ БЕЛЫХ ЧУГУНОВ

Главная парадигма современного материаловедения – «от реальной структуры материала – к его свойствам» является актуальной и для литейного производства. Используя в качестве критериев выбора конкретной марки сплава условия работы детали и интенсивность изнашивания, в настоящей работе поставлена задача получения чугуна с минимальным легирующим комплексом. Исследовали влияние на свойства белого чугуна легирования хромом, марганцем, ванадием и азотом. Для повышения усвоения азота и образования карбидных и

карбонитридных включений в расплав вводили титан. Титан, как и азот, всегда присутствует в чугунах хотя бы в микродозах, не растворяется в цементите, а образует собственные карбиды. В ряде экспериментов было предусмотрено модифицирование ферроцерием.

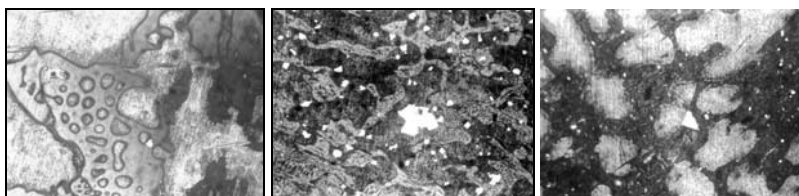
В экспериментальных плавках применяли базовый чугун состава (% по массе): углерод 3,35; кремний 0,60; марганец 0,64; сера 0,03; фосфор 0,04. Далее для изучения влияния легирующих комплексов на базе хрома, марганца и ванадия варьировали содержание каждого из них в сплавах, оставляя концентрацию двух других легирующих элементов постоянной.

Металлографические исследования показали, что металл плавов всех серий представляет собой белый чугун со структурой грубого конгломерата фаз.

Анализ полученных результатов показывает, что упрочнение комплексом легирующих элементов оказалось селективным – каждый из них упрочнял фазы в соответствии со своим индивидуальным влиянием на кристаллическую решетку карбида, связанным с термодинамическими и кристаллохимическими аспектами [1, 2, 3]. Хром максимально упрочняет цементит. Микротвердость структурных составляющих чугунов, содержащих $Mn+Ti+N$ имеет средние значения. Оптимальным комплексом свойств предположительно должен обладать чугун, легированный $V+Ti+N$.

Изучение упрочняющих фаз в белых чугунах легированных азотированными феррохромом, феррованадием и ферромарганцем, показало, что азот и титан оказывают заметное влияние на образование нитридных и карбонитридных включений (рис. 1). При небольших концентрациях в чугуне титана (0,026...0,030%) и азота (0,020...0,055%) при легировании $Cr+Ti+N$ наблюдались нитриды и сульфонитриды титана. Повышение содержания в чугуне титана (0,158...0,288%) и азота (0,180...0,264%) приводит к увеличению количества и размеров нитридов титана и к образованию карбонитридов титана. Такая закономерность хорошо наблюдается в чугунах, легированных $V+Ti+N$.

Исследуемые легирующие комплексы по разному влияли на объемный процент упрочняющихся фаз (рис. 2). При легировании белого чугуна ванадием, титаном и азотом получено наибольшее количество упрочняющих фаз, общее их количество составило 0,065...2,110 об.%, средний размер нитридов 11...19 мкм, карбонитридов 2,0...3,0 мкм. В опытных сплавах $Mn+Ti+N$ с увеличением содержания титана количество соединений с азотом уменьшается. Это обусловлено сложным и различным по величине и направлению влиянием марганца и титана на растворимость азота и углерода.



а

б

в

Рисунок 1 – Неметаллические включения в белых чугунах легированных Cr-Ti-N (а), V-Ti-N (б), Mn-Ti-N (в). Тепловое травление. Увеличение 500

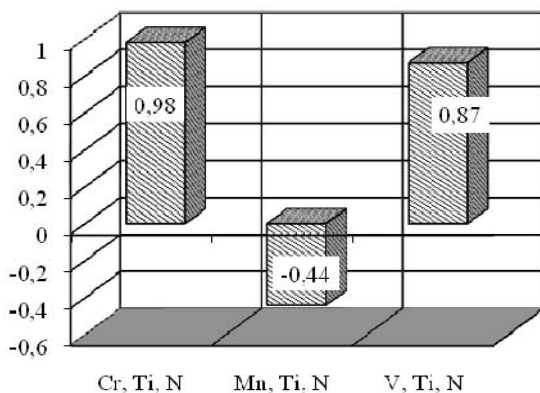


Рисунок 2 – Коэффициенты корреляции влияния состава легирующего комплекса на объемную долю упрочняющих фаз

Локальным рентгеноспектральным анализом изучали распределение азота, углерода и титана в полученных сплавах. По границам зерен обнаружены однофазные и двухфазные включения карбонитридов титана размером 10...15 мкм. Для всех однофазных включений максимум на концентрационной кривой углерода выше, чем максимум на кривой содержания азота. В двухфазных включениях максимум азота значительно выше концентрационной кривой углерода. Нитридные и карбонитридные включения, образующиеся внутри зерен первичной фазы, имеют обычно кубическую форму и размеры существенно меньше, чем те, которые образовались в процессе затвердевания сплава по границе первичной фазы и в процессе эвтектической кристаллизации.

По результатам исследований установлено, что наибольшее влияние на структуру, количество и распределение упрочняющих карбидных и карбонитридных фаз оказывают V, Ti и N. Количество включений в об.% было более, чем на 2 порядка выше по сравнению со сплавами легированными Cr, Ti, N; 20...30 раз больше по сравнению со сплавами, легированными Mn, Ti, N. Легирование ванадием, титаном, азотом и модифицирование ферроцерием увеличивают дисперсность металлической матрицы, обеспечивают карбидное и карбонитридное упрочнение продуктов распада аустенита, что приводит к увеличению твердости металла. Именно этот чугун был рекомендован для рабочего слоя двухслойных прокатных валков.

Выводы. Хрому, титану, марганцу и ванадию присущи карбидообразующие свойства, но эти свойства отличаются. Если марганец образует непрерывный ряд твердых растворов, то хром образует твердые растворы с цементитом разного типа в зависимости от его концентрации в чугуне. Подтверждено неоднозначное влияние качественного и количественного влияния разных элементов на структурообразование чугуна.

Легирование V, Ti, N и модифицирование ферроцерием увеличивают дисперсность металлической матрицы, обеспечивают карбидное и карбонитридное упрочнение продуктов распада аустенита, что приводит к увеличению твердости металла. Применение его для рабочего слоя двухслойных прокатных валков позволило улучшить их механические свойства и повысить стойкость в 1,3...1,5 раза.

Разработанный белый износостойкий чугун комплекснолегированный Mn, Ti и N с аустенитной основой показал высокую стойкость при изнашивании с высокой скоростью удара и высокой твердостью абразива. Поэтому полученный сплав можно рекомендовать к применению для шаров, мелющих тел, валков углеразмольных мельниц, т.е. изделий для условий работы с повышенным уровнем ударных нагрузок.

Список литературы

1. Матвеева М. О. Белые износостойкие чугуны легированные марганцем, титаном и азотом / М. О. Матвеева // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. – 2003. – № 1. – С. 29–32.
2. Шаповалова О. М. Влияние хрома, титана и азота на формирование структурных составляющих износостойких высокопрочных чугунов / О. М. Шаповалова, М. О. Матвеева // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2003. – № 1–2. – С. 71–76.
3. Матвеева М. О. Особенности формирования структуры высокопрочного комплекснолегированного и азотированного чугуна / М. О. Матвеева, В. Е. Хрычиков // Вестник ХГТУ. – 2002. – Вып. 2 (15). – С. 314–317.

УДК 621.74

Фесенко Е. В.¹

Лукьяненко И. В.¹

Фесенко М. А.²

Ямшинский М. М.²

¹аспирант НТУУ «КПИ»

²канд. техн. наук, доцент НТУУ «КПИ»

СПОСОБ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ЧУГУННЫХ ОТЛИВОК С ДИФФЕРЕНЦИРОВАННОЙ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ

Отрабатывается принципиально новый способ дифференциации структуры и свойств чугуна вразных частях (слоях) отливки, который базируется на использовании технологиивнутриформенной обработки исходного расплава в реакционной камере литниковой системы, известный под названием как «Inmold-process».

Для получения отливок с дифференцированной структурой и свойствами в работе были исследованы следующие технологических варианты.

Первый вариант заключается в выплавке исходного белого чугуна в плавильном агрегате и заливке его в одну часть полости формы, где кристаллизуется твердый износостойкий рабочий слой отливки (БЧ) (рис.1 а, в). Оставшуюся часть формы заливают тем же исходным чугуном через вторую литниковую систему с реакционной камерой. В камере белый чугун обрабатывается сфероидизирующим модификатором (СМ) и формирует мягкий матричный слой отливки из высокопрочного чугуна (ВЧ) (рис. 1 а, в).

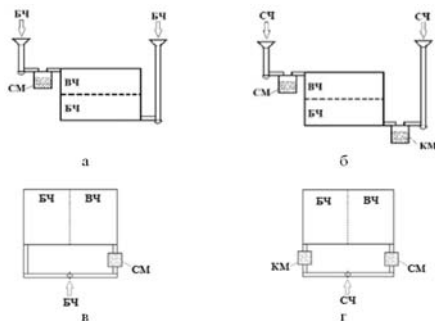


Рисунок 1 – Схема технологических вариантов получения отливок с дифференцированными структурой и свойствами

При использовании, например, двух реакционных камер со сфероидизирующим (СМ) и с карбидостабилизирующим модификаторами (КМ) форму можно заливать обычным серым чугуном эвтектического состава (СЧ) (рис. 1 б, г). В случае не смешивания разных потоков чугунов предполагается получить отливки в одной части (слое) из твердого износостойкого белого чугуна (БЧ), а в другой части (слое) вязкого ударостойкого высокопрочного чугуна (ВЧ) из одного исходного расплава.

Первые лабораторные опробования технологических вариантов показали отрицательные результаты. Вместо ожидаемых отливок с дифференцированной структурой и свойствами все экспериментальные отливки кристаллизовались с однородной структурой. Гидродинамическое перемешивание разных потоков при заливке форм жидким металлом и последующее конвективно-диффузионное перераспределение в жидко-твердом сплаве элементов-модификаторов из одной части (слоя) в другую приводило к усреднению структуры и свойств чугуна по всему сечению отливки.

Проблему предотвращения гидродинамического перемешивания и перераспределения элементов при получении отливок типа горизонтальных плит с дифференцированной структурой и свойствами в левой и правой ее части (рис. 1 в, г; рис. 2) разрешили установкой в полость литейной формы разделительной перегородки из листового оцинкованного железа.

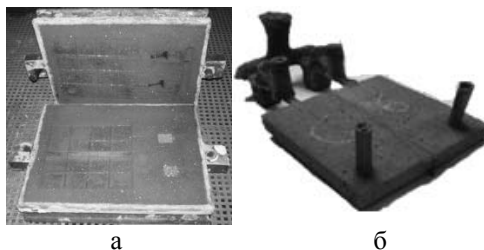


Рисунок 2 – Литейная форма со вставленной перегородкой из оцинкованного железа перед заливкой расплавом (а) и общий вид отливки горизонтальной плиты (б)

При определенном сочетании толщины перегородки и температуры заливаемого расплава время растворения перегородки совпадало со временем нахождения чугуна в жидком и твердо-жидком состоянии. В отдельных случаях перегородка полностью не растворялась, а надежно сваривалась с частями отливки из разных чугунов.

Ту же самую проблему при получении отливок с дифференцированной структурой и свойствами в нижней и верхней ее части типа вертикальная плита (рис. 1 а, б) разрешили паузой во времени между двумя этапами заливки формы.

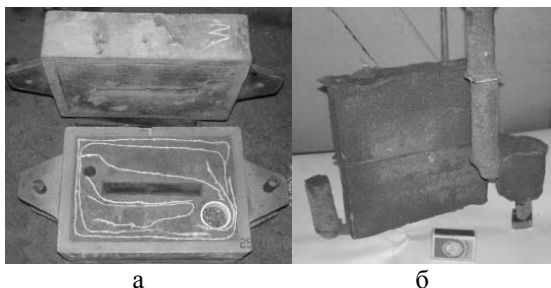


Рисунок 3 – Литейная форма для изготовления двухслойной отливки типа вертикальная плита перед заливкой расплавом (а) и общий вид отливки (б)

При определенной паузе, достаточной для образования на поверхности нижнего слоя плиты твердой разделительной корочки, гидродинамическое перемешивание и диффузионное перераспределение элементов – модификаторов предотвращается. В результате кристаллизуется отливка из белого в нижней части (слое) и высокопрочного в верхней ее части (слое).

Таким образом, в работе подтверждена возможность реализации предложенного способа дифференциации структуры и свойств чугуна в локальных частях или слоях деталей, получаемых с применением технологии внутриформенной обработки заливаемого базового расплава, выплавленного в одном плавильном агрегате.

Результаты исследований свидетельствуют о перспективности применения предлагаемого способа на промышленных предприятиях при изготовлении деталей, работающих в условиях безударно-абразивного или ударно-абразивного износа вместо стальных отливок, например, из стали 110Г13Л, или других высоколегированных сталей, а также легированных специальных чугунов.

Предложенный способ позволяет значительно упростить технологический процесс получения отливок с дифференцированными свойствами, сократить расход дефицитных и дорогостоящих легирующих элементов, снизить себестоимость литья.

УДК 621.74

Фесенко А. Н.¹

Фесенко М. А.²

¹канд. техн. наук, доцент, ДГМА

²канд. техн. наук, доцент, НТУУ «КПИ»

ПОЛУЧЕНИЕ ЧУГУННЫХ ОТЛИВОК С УЛУЧШЕННОЙ СТРУКТУРОЙ И ПОВЫШЕННЫМИ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫМИ СВОЙСТВАМИ

В современных технологических процессах для получения чугуновых отливок с высокими показателями механических и эксплуатационных свойств одной из важнейших технологических операций является модифицирующая обработка расплава.

Сравнительный анализ существующих способов модифицирования расплава чугуна показал, что наиболее простым, экологичным, эффективным и экономически выгодным процессом является обработка расплава внутри литейной формы в реакционной камере литниковой системы, расположенной на пути движения жидкого металла к отливке, или так называемый Инмолд-процесс [1, 2]. Обладая целым рядом преимуществ перед другими способами модифицирующей обработки, Инмолд-процесс сегодня находит сравнительно широкое применение большей частью при производстве отливок из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом [3] и несмотря на свои потенциальные возможности недостаточно применяется в других технологических процессах.

В работе предложены новые или усовершенствованные способы внутриформенной обработки расплава чугуна, позволяющие получать отливки с заданными, в том числе и с дифференцированными в разных частях, слоях или зонах, структурой и свойствами.

Комплексными исследованиями с применением методов физического и компьютерного моделирования, а также натурными экспериментами на опытных чугуновых отливках установлены основные закономерности протекания процессов при внутриформенной обработке отдельными сфероидизирующими, графитизирующими и карбидостабилизирующими модифицирующими добавками, а также двойной, в том числе «встречной», обработки их комбинациями, расплавов чугунов различного химического состава в реакционных проточных камерах различной конструкции при различной степени заполнения их модифицирующими добавками. Выявлены закономерности влияния основных технологических факторов (тип модифицирующих добавок, их гранулометрические характеристики, температура и скорость за-

ливки расплава, условия охлаждения отливок и др.) на структуру и свойства чугуна в отливках после внутриформенной обработки расплава. Предложены способы интенсификации растворения мелкозернистых, включая пылевидные фракции, добавок.

При двойной (встречной) обработке расплава чугуна для достижения максимального эффекта в зависимости от желаемого результата определена оптимальная последовательность ввода в расплав различных модифицирующих добавок.

При получении двухслойных и двухсторонних отливок с дифференцированной структурой и свойствами в разных частях или слоях из одного базового расплава чугуна изучены особенности процессов взаимодействия потоков разномодифицированных чугунов в полости литейной формы, определены оптимальные температурно-временные режимы заливки, модифицирования, затвердевания и охлаждения отливки, обеспечивающие получение требуемого сочетания структуры и свойств чугуна в отливке. Определены закономерности поведения (нагрева, подплавления, расплавления или растворения) разделительной перегородки, устанавливаемой в полость формы для предотвращения перемешивания расплавов разномодифицированных чугунов в полости литейной формы.

Полученные результаты исследований позволили разработать технологические рекомендации по получению промышленных отливок с требуемыми структурой и свойствами при одновременной эконии модифицирующих и легирующих добавок и упрощении технологического процесса литья.

Список литературы

1. McCaulay J. L. Production of nodulagraphite iron casting by the in mold-process / J. L. McCaulay // Foundry trade journal. – 1971. – № 4. – P. 327–332, 335.
2. Косячков В. А. Особенности технологии получения высокопрочного чугуна модифицированием в форме / В. А. Косячков, К. И. Ващенко // Литейное производство. – 1975. – № 12. – С. 11–12.
3. Lerner Y. S. Overview of ductile iron methods / Y. S. Lerner // Foundry Trade Journal. – 2003. – V.177. – pp. 25–27.

УДК 621.746.6:669.046.516.4:669.715

Доценко Ю. В.¹

Селиверстов В. Ю.²

Доценко Н. В.³

Доценко В. П.⁴

¹канд. техн. наук, доцент НМетАУ

²д-р техн. наук, профессор НМетАУ

³специалист учебно-научного центра НМетАУ

⁴канд. техн. наук, доцент ОНПУ

ПОВЫШЕНИЕ ПЛАСТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВА АК12 ПРИ КОМПЛЕКСНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ НА КРИСТАЛЛИЗУЮЩИЙСЯ РАСПЛАВ

Эффективный способ изменения морфологии кристаллизующихся фаз – затвердевание и модифицирование их в резко неравновесных условиях [1–3]. При этом создаются условия для измельчения зерна, значительного расширения растворимости в твердом состоянии, подавления роста грубых включений первичных ингерметаллидов. В частности, в технологических схемах литья с кристаллизацией сплавов под давлением (ЛКД) давление, прикладываемое на расплав в процессе затвердевания, значительно влияет на характер кристаллизации. Увеличение скорости охлаждения приводит к соответствующему росту скорости кристаллизации, которая изменяется в результате влияния давления при кристаллизации на число центров и скорость роста зародышей. Скорости охлаждения возрастают в зависимости от габаритов отливки, температурных условий литья, метода прессования от 2–3 до 10 и более раз. Повышение скорости охлаждения цветных сплавов, основанных на системах с ограниченной растворимостью, приводит к изменению структуры и легирования твердого раствора, связанных с дендритной ликвацией и образованием квазиэвтектики.

Несомненный интерес представляет проведение исследований, направленных на определение оптимальных режимов совместного применения процессов модифицирования и затвердевания сплава в неравновесных условиях, обеспечиваемых тем или иным способом внешнего физического воздействия. При комплексном подходе возможно эффективнее измельчить структурные составляющие и значительно повысить физико-механические свойства литого металла.

На кафедре литейного производства Национальной металлургической академии Украины разработана технология модифицирования алюминиевых сплавов препаратом EUTEKTAL T 201 фирмы «SCHÄFER» при наложении газодинамического давления на жидкий и кристаллизующийся расплав АК12 в литейной форме. Применение данной технологии позволяет измельчить структурные составляющие и повысить пластические свойства сплава на 30–40%.

Список литературы

1. Затвердевание металлического расплава при внешних воздействиях [Текст] / [А. Н. Смирнов, В. Л. Пилюшенко, С. В. Момот, В. Н. Амитан]. – Д. : Издательство «ВИК», 2002. – 169 с.
2. Ефимов В. А. Перспективы развития работ по применению внешних воздействий на жидкий и кристаллизующийся расплав [Текст] / В. А. Ефимов. – Киев : Изд. ИПЛ АН УССР. – 1983. – С. 3–65.
3. Немененок Б. М. Теория и практика комплексного модифицирования силуминов [Текст] / Б. М. Немененок. – Мн. Технопринт, 1999. – 272 с.

УДК 671.791.927.5

Камель Г. І.¹

Крицкий М. В.²

Савонов Ю. Н.³

¹д-р.техн.наук, проф. ДДТУ

²студент ДДТУ

³канд. техн. наук, доцент ЗНТУ

МЕРОПРИЯТИЯ ПО УСТРАНЕНИЮ ТРЕЩИН НА РУБАШКЕ ИЗ КРЕМНИСТОГО МОНЕЛЬ-МЕТАЛЛА

В последние годы на питателях высокого давления типа «Камюр» имели случаи разрушения рубашки со стороны большего диаметра. Как правило, разрушение рубашки происходило тогда, когда толщина ее со стороны большего диаметра достигает 10...15 мм. При такой толщине, в результате взаимного трения рубанки корпуса о ротор происходило разрушение, отколы, образование трещин, последующее их раскрытие, коррозионное разрушение и т.д. В отдельных случаях имели случаи поворота рубашки корпуса в радиальном направлении. В результате этих трудностей производственники вынуждены удалять рубанку из корпуса, а на ее место ставят новую рубашку. При этом удорожается трудоемкость ремонта питателя и межремонтный срок службы рубашки.

Целью работы является: 1) выявление причин разрушения рубашек питателя и выяснение на каких участках рубашки они происходят; 2) Разработка рекомендаций по устранению трещин.

Установлены многолетние наблюдения за работой показали, что разрушения рубашки как правило происходит, со стороны большего диаметра, где толщина ее в 2...3 раза меньше, чем о стороны меньшего диаметра.

В процессе эксплуатации питателя высокого давления рабочие конические поверхности ротора и корпуса испытывают большие нагрузки. Особенно эти нагрузки возрастают при осуществлении прижима ротора. Как правило, эти нагрузки локальные и распределяется по основаниям и средним перемышкам ротора и корпуса между окнами. Об этом свидетельствует зеркальная поверхность на этих участках после эксплуатации. Остальные участки ротора и корпуса между окнами имеют матовую поверхность, характерную для гидроабразивного износа. Эти участки изнашиваются более интенсивно, поэтому между ними всегда существует определенный зазор.

При вращении ротора крутящий момент ротора обуславливает контактные нагрузки по основаниям и в средней части ротора и корпуса неравномерно. В отдельные моменты работа питателя, особенно при компенсации зазора в локальные нагрузки на отдельных участках приводят к смещению этих участков в радиальном направлении. При таких нагрузках возникают явления схватывания, заклинивание, отрыв отдельных частиц металла, образование трещин или их раскрытие. Причем интенсивность образования этих дефектов зависит от толщины рубашки. Чем меньше толщина рубашки, тем больше дефектов разрушения в виде трещин образуются на поверхности рубашки.

Одним из путей сохранения автономной работы питателя является приварка рубашки к корпусу с использованием специальных электродов, которые снижают до минимума образования трещин в околшовной зоне.

Можно отказаться от приварки рубашки к корпусу питателя. Для этого необходимо уменьшить нагрузку от крутящего момента, действующего на ротор, путем снижения коэффициента трения-скольжения между ротором и корпусом. Это достигается за счет подачи в зону трения определенного количества щелочи. Наличие щелочи в зоне трения снижает коэффициент трения ротора и корпуса. Этого эффекта можно достичь за счет двух конструктивных изменений:

На рабочей поверхности ротора поле наплавки и механической обработки необходимо вулканитным кругом сделать овальные канавки глубиной 4,5...5,5 мм. и шириной 4,0...5,0 мм. Такие канавки необходимо располагать на основаниях и на средних перемышках ротора. На-

личие таких канавок способствует более интенсивному поступлению целочи в зону трения и снижению нагрузки на основания корпуса.

Изготовление в процессе механической обработки рабочей поверхности ротора и корпуса с переменной конусностью. Основание ротора со стороны большего диаметра изготавливать с конусностью» 1:25...1:30, а основания рубашки корпуса со стороны меньшего диаметра с конусностью 1:25...1:30, а остальные рабочие поверхности с конусностью 1:20. Такое сочетание конических поверхностей позволит снизить силу трения между ротором и корпусом.

Выводы

1. Выяснена природа образования трещин и их местонахождение на рабочей поверхности корпуса.

2. Предложены технические решения по устранению образования трещин на рабочей поверхности большего основания рубашки корпуса.

Список литературы

1. Нечаев Г. И. Повышение надежности и продуктивности загрузочных устройств непрерывной варки целлюлозы и полуцеллюлозы : монография / Г. И. Нечаев, Г. И. Камель. – Луганск : из-во ВЛУ им. В. Даля, 2005. – 392 с.

УДК 621.74.045:669.245.018

Милонин Е. В.¹

Наумик В. В.²

Гайдук С. В.³

¹начальник цеха АО «Мотор Сич», аспирант ЗНТУ

²д-р техн. наук, ученый секретарь, профессор ЗНТУ

³канд. техн. наук, докторант ЗНТУ

ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫЙ ЖАРОПРОЧНЫЙ НИКЕЛЕВЫЙ СПЛАВ ДЛЯ УСТАНОВОК НАЗЕМНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Экономические реалии современной Украины все более остро ставят вопрос снижения себестоимости производимых узлов и агрегатов. При этом наша страна остается одним из признанных лидеров в изготовлении энергетических установок.

Одним из ключевых элементов таких изделий являются литые лопатки турбин, обеспечивающие преобразование потенциальной энергии, образующейся в процессе сгорания топлива в кинетическую энергию вращающейся турбины, которая в дальнейшем может быть использована различными способами, в зависимости от назначения установки.

Одной из особенностей эксплуатации наземных установок в отличие от авиационных двигателей является гораздо более низкое качество используемого топлива. В результате используемые горючие материалы содержат гораздо большее количество агрессивных (сернистых и прочих) примесей, что выводит на первое место не прочностные характеристики материала литых изделий горячего тракта, а их способность сопротивляться высокотемпературной коррозии в условиях эксплуатации агрегата.

Ранее был проведен комплекс исследований [1], в результате разработан состав экономнолегированного жаропрочного никелевого сплава, который превосходит по комплексу характеристик известный сплав ЖС26-ВИ, не уступает по прочностным и пластическим свойствам сплаву ЖС32-ВИ и при этом, в отличие от последнего обеспечивает достаточную для эксплуатации указанных изделий стойкость против высокотемпературной коррозии в агрессивных средах.

Указанный сплав характеризуется пониженным в два раза, по сравнению с ЖС32-ВИ, содержанием одного из самых дорогостоящих в его составе элементов – рения.

Однако анализ влияния легирующих элементов на свойства жаропрочных никелевых сплавов приводит к логичному выводу о целесообразности полного исключения из их состава, в случае эксплуатации на наземных установках, дорогостоящего рения и замены его повышенным содержанием относительно менее дорогостоящих легирующих элементов, позволяющих одновременно обеспечить достаточно высокие показатели жаропрочности и необходимую стойкость против высокотемпературной коррозии. Такими элементами, по мнению авторов, являются вольфрам и тантал.

Рений является одним из немногих элементов, которые повышают температуру плавления никелевых сплавов и оказывают наиболее заметное влияние на термостабильность γ -матрицы, тем самым существенно улучшая жаропрочные свойства металла [2].

Рений входит в основном в γ -твердый раствор (содержание его в γ' -фазе невелико – около 0,2%), способствуя при этом вытеснению из твердого раствора в γ' -фазу таких эффективно стабилизирующих ее элементов, как алюминий и тантал. Таким образом, он повышает термостабильность не только матрицы, но и γ' -фазы [2].

Тантал [3] является одним из элементов, которые оказывают сильное влияние на термическую устойчивость выделений упрочняющей γ' -фазы.

Положительное влияние тантала на механические свойства никелевых сплавов объясняется не только тем, что он упрочняет γ -

твердый раствор и γ' -фазу, но и тем, что при легировании этим элементом образуется монокарбид тантала, более прочно связанный с матрицей по сравнению с другими видами карбидов [4]. С повышением концентрации тантала в сплаве (или при уменьшении содержания титана) он принимает более интенсивное участие в образовании карбида MeC, частично вытесняя из него титан, вольфрам, молибден [3]. Легирование жаропрочных сплавов танталом обеспечивает их длительную работоспособность при повышенной температуре.

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

Если содержание W и Mo невелико во многих сплавах с низким содержанием углерода не входят в состав упрочняющих фаз. Присутствуя в твердом растворе, эти элементы оказывают благоприятное влияние, повышая термической стойкость раствора путем торможения процессов разупрочнения при высоких температурах. Они повышают также температуру рекристаллизации твердого раствора, кроме того, молибден повышает энергию активации самодиффузии хрома в сплаве [5]. Вольфрам в жаропрочных хромоникелевых сплавах распределяется по осям дендритов, тогда как молибден и ниобий имеют тенденцию к распределению по границам зерен.

Список литературы

1. Гнатенко О. В. Разработка экономнолегированного жаропрочного сплава для ответственных отливок / О. В. Гнатенко, С. В. Гайдук, В. В. Наумик // Вісник двигунобудування. – 2012. – № 1. – С. 206–210.
2. Жаропрочность литейных никелевых сплавов и защита их от окисления / [Патон Б. Е., Строганов Г. Б., Кишкин С. Т. и др.]. – К. : Наук. думка, 1987. – 256 с.
3. Физико-химический фазовый анализ сталей и сплавов / [Н. Ф. Лашко, Л. В. Заславская, М. Н. Козлова и др.]. – М. : Металлургия, 1978. – 336 с.
4. Бурова Н. Н. Структурные особенности никелевых сплавов, легированных танталом / Н. Н. Бурова, С. Б. Масленков // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1979. – № 5. – С. 19–22.
5. Химушин Ф. Ф. Легирование, термическая обработка и свойства жаропрочных сталей и сплавов / Ф. Ф. Химушин. – М. : Оборонгиз, 1962. – 334 с.

РОЗРОБКА ТЕХНОЛОГІЇ ГАРЯЧОГО ШТАМПУВАННЯ ВИРОБІВ ІЗ ЗАГОТОВОК ПОРОШКОВОГО ТИТАНУ

Для виготовлення ущільнюючих кілець запірної арматури використовуються гостродефіцитні нержавіючі труби. Кільця виготовляють обробкою різанням. Коефіцієнт використання металу не перевищує 0.6. Ресурс за строком служби застосовуваних нержавіючих сталей використовується повністю.

З метою підвищення строку служби запірної арматури розроблена технологія виготовлення ущільнюючих кілець з порошкового титану ПТЕС-1, ПТХ-3-1.

Порошкові заготовки з відносною щільністю $\theta_o = 85\%$ отримували холодним пресуванням на пресі-автоматі для порошкової металургії К8130 зусиллям $P = 1000$ кН. Заготовки спікали в вакуумі $2,66 \cdot 10^{-2}$ Па протягом 2 годин в печі СНВ – 1.3.3/16И.1 при температурі $1100 - 1200^\circ\text{C}$. Нагрів заготовок перед штампуванням до температури 900°C здійснювали в середовищі аргону. Час нагріву – 2–3 хв. Гаряче штампування кілець проводили на кривошипному пресі КА2330 зусиллям 1000 кН. На робочу поверхню матриць і пуансонів прес-форми для холодного пресування порошкових заготовок та штампа для гарячого штампування ущільнюючих кілець наносили мастило – суспензія дисульфиду молібдену MoS_2 з індустріальним мастилом (2:1). Необхідну щільність та герметичність виробів забезпечували витіканням металу в кінчну порожнину матриці та подальшим допресуванням в процесі гарячого штампування. Відпал штампованих кілець проводили у вакуумі $2,66 \cdot 10^{-2}$ Па при температурі 800°C протягом 2 годин.

Ефективність розробленої технології гарячого штампування ущільнюючих кілець запірної арматури із порошків титану досягається в результаті підвищення у 2 рази строку служби виробів, скорочення об'єму обробки різанням на 30%, підвищення коефіцієнту використання металу до 0,8.

УДК 621.74

Головня А. Б.¹

Пономаренко О. И.²

¹старший преподаватель НТУ «ХПИ»

²д-р техн. наук, профессор НТУ «ХПИ»

ВЛИЯНИЕ СОСТАВА МАРГАНЦЕВОЙ ШИХТЫ НА ГАЗОНАСЫЩЕННОСТЬ МАРГАНЦЕВО-МЕДНЫХ СПЛАВОВ

Марганцево-медные сплавы относятся к категории металлических материалов с высоким уровнем внутреннего трения, так называемой демпфирующей способности.

Относительно высокая жидкотекучесть и хорошая заполняемость формы позволяет получать отливки сложной конфигурации.

В процессе производства, обнаружена склонность сплавов к образованию газовой пористости. В связи с ограничением в составе сплавов углерода, не более 0,1%, что связано с влиянием данного элемента на демпфирующие характеристики материала, для производства сплавов используют, два вида металлического марганца: марганец электротермический, марки Мр-1, и марганец электролитический, марки Мр-0. Технология производства материалов оказывает влияние не только на их химический состав, но и на газонасыщенности металлических марганцев.

Исследования, данного вопроса, позволило установить связь между величинами газонасыщенности сплавов, количеством марганца в сплавах и видом марганцевой шихтовых. В таблице приведены результаты экстракции газа, образцы отливали в металлические формы.

Таблица

Содержание марганца мас.%,	Газосодержание в сплавах, в зависимости от вида металлического марганца в шихте, см ³ /100 гр	
	электролитический марка Мр-0	электротермический марка Мр-1
10	2,1	1,58
20	2,18	1,65
30	2,25	1,4
40	2,38	1,86
50	2,55	2,0
60	2,8	2,22
70	3,1	2,37
80	3,5	3,10
90	4,59	3,87

Таким образом, экспериментальные данные, позволяют сделать выводы:

– газонасыщенность сплавов увеличивается с повышением содержания марганца в сплавах;

– металлический электролитический марганец, марки Мр-0, способствует повышению газонасыщенности сплавов на (15–37)%, в сравнении с электротермическим марганцем марки ,Мр-1.

УДК 669.06:621.746.6.001.57

Чечель Н. В.¹

Наумик В. В.²

¹проректор ЗНТУ по АХР, аспирант

²д-р техн. наук, ученый секретарь, профессор ЗНТУ

ФИЗИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ГОРЯЧЕГО ИЗОСТАТИЧЕСКОГО ПРЕССОВАНИЯ

Горячее изостатическое прессование (ГИП) является технологией, которая находит все более и более широкое применение. Горячее изостатическое прессование применяется, например, для устранения пористости в отливках, таких, например, как лопасти турбин, для того, чтобы значительно увеличить их срок службы и прочность, в частности усталостную прочность. Другой областью применения является изготовление изделий, от которых требуется полная плотность и отсутствие пористости поверхности, посредством прессования порошка.

При горячем изостатическом прессовании изделие, которое должно быть подвергнуто обработке путем прессования, помещают в загрузочную камеру изолированного контейнера высокого давления. Цикл, или цикл обработки, содержит этапы загрузки обработки и выгрузки изделий, и общая длительность цикла обозначается здесь как время цикла. Обработка может быть в свою очередь разделена на несколько частей или фаз, таких как фаза прессования, фаза нагрева и фаза охлаждения.

После загрузки контейнер герметизируют и в контейнер высокого давления и в его загрузочную камеру вводят рабочую среду под давлением. После этого давление и температуру рабочей среды под давлением повышают, так что изделие подвергается в течение заданного периода времени воздействию повышенного давления и повышенной температуры. Повышение температуры рабочей среды под давлением и, таким образом, изделий обеспечивается с помощью нагревательного элемента или печи, расположенной в печной камере контейнера высокого давления. Значения давления, температуры и длительности обработки зависят, конечно, от многих факторов, таких

как основные свойства обработанного изделия, область его применения и требующееся качество обработанного изделия. Давление и температура при горячем изостатическом прессовании могут обычно составлять от 200 до 5000 бар и от 300 до 3000°C соответственно. Обработка изделий из жаропрочных никелевых сплавов происходит одновременно или комбинированном воздействии на них высоких до 500 МПа давлений и температур до 2000°C.

В виду того, что вышеописанный процесс ГИП является не только высокотехнологичным, но и ресурсоемким, довольно сложно организовать исследование процессов ГИП, без соответствующего дорогостоящего оборудования. Однако одним из возможных методов исследования воздействия на материалы данной технологии может являться – физическое моделирование.

Физическое моделирование – метод экспериментального изучения различных физических явлений или процессов, основанный на их физическом подобии.

В данном случае, предлагается создание физической модели (лабораторной установки) которая даст возможность с максимальным подобием повторять процессы ГИП с эквивалентно меньшими значениями температуры и давления при воздействии на сплавы (материалы) с гораздо более низкой температурой плавления.

Модель представляет собой толстостенный цилиндр с подвижным верхним запорным устройством работающего по принципу штока в гидроцилиндре. Исследуемая заготовка подвешивается на внутреннюю стенку запорного устройства и помещается в среду рабочей среды внутри цилиндра. Приложив нагрузку к штоку, получаем изостатическое давление рабочей среды внутри цилиндра. Нагрев рабочей среды, происходит посредством внешнего нагрева цилиндра и передачи тепла рабочей среде через станки установки.

В качестве рабочей среды, предлагается использовать гидравлическое масло, ввиду того, что его теплопроводность гораздо выше газовой среды. Кроме того, так как жидкость является несжимаемой, давление приложенное к штоку, будет равняться внутреннему давлению в цилиндре. Вследствие чего создание необходимого давления жидкой рабочей среды происходит гораздо менее затратным способом, нежели в случае с газовой рабочей средой.

В качестве исследуемого сплава, предлагается использование сплава Розе, с температурой плавления – 96°C. Данная температура гораздо ниже температуры кипения гидравлического масла, тем более при условии повышенного давления.

УДК 669.295.5

Голтвяница В. С.¹

Цивирко Э. И.²

Голтвяница С. К.³

Liexiu Lily⁴

¹канд. техн. наук, доцент ЗНТУ

²д-р техн. наук, профессор ЗНТУ

³директор ООО «Риал», г. Запорожье

⁴Baoji Best Titanium International Trade Co., LTD, г. Баоцзи, Китай

ВЛИЯНИЕ СКАНДИЯ И ГАДОЛИНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ γ -TiAl

Преимущества сплавов на основе γ -TiAl (высокая температура плавления, низкая плотность (3800–4200 кг/м³), высокая удельная прочность и хорошее сопротивление ползучести при температурах 600–800 °С, хорошее сопротивление окислению и низкая себестоимость) позволяют уже сейчас заменять тяжелые никелевые сплавы как жаропрочного конструкционного материала. Кроме того, интерметаллиды титана имеют большую удельную теплопроводность, чем керамика и керамические композиционные материалы, что обуславливает низкие термические напряжения в условиях термоциклирования.

Из сплавов на основе γ -TiAl изготавливаются мишени для ионно-плазменного нанесения покрытий методом PVD как в вакууме, так и в активной атмосфере, на лопатки и лопасти компрессоров высокого давления, крупногабаритные лопатки турбин, выхлопные детали, камеры сгорания и т.д. При физическом осаждении PVD (physical vapor deposition) материал катода переходит из твердого состояния в газообразное, затем происходит осаждение материала на подложку. Материал катода может переходить в газовую фазу в результате испарения (под воздействием тепловой энергии) или в результате распыления (под действием бомбардирующих ионов). Испарение осуществляется за счет резистивного сопротивления, индукционного нагрева, электронно-лучевых пучков, низковольтной дуги, катодной или анодной дуги, лазерного луча.

В настоящее время повышение пластичности этих сплавов имеет решающее значение для таких технологических операций, как экструзия, прокатка, штамповка, вытяжка, волочение, гибка и др., что возможно путем микролегирования этих сплавов редкоземельными металлами, а в частности, скандием и гадолинием.

Целью данной работы было изучить влияние микролегирования скандием и гадолинием на структуру и свойства интерметаллидных титановых сплавов.

Сплав Ti-36Al, микролегированный скандием и гадолинием в количестве 0,09–0,2 мас.%, был получен методом сплавления спрессованных шихтовых брикетов (губчатый титан марки МНТ-100 Grade 0, алюминий марки А8 ГОСТ 11070-74, лигатура AlSc с содержанием скандия 2,2%, металлический гадолиний производства компании Treibacher Industrie AG) в лабораторной вакуумно-дуговой печи при силе тока около 420–450 А и напряжении 40–45 В. В начальный период плавки вакуумированием в камере печи достигали остаточного давления 0,12 Па, после чего камера заполнялась аргоном до давления 50 кПа. Слитки массой 200 г и размерами $\varnothing 65 \times 12$ мм получали в медном цилиндрическом водоохлаждаемом кристаллизаторе.

Интерметаллидный сплав Ti-36Al характеризовался наличием темной матрицы γ -TiAl и светлых зерен длиной 79–100 мкм $\alpha 2$ -фазы. Хотя введенный в сплав скандий (0,09–0,2%) не был обнаружен рентгеноспектральным микроанализом (РСМА), однако метод картирования показал его равномерное распределение по всей площади шлифа. Поскольку атомный радиус скандия (2,09 Å) отличается от атомного радиуса титана (2 Å) на 4%, то Sc может образовать твердый раствор замещения в титане и способствовать формированию видманштеттовой микроструктуры с темными и светлыми участками фаз приблизительно одинакового химического состава (~34,54–35,29% Al). При этом измельчились зерна матрицы (~6–26 мкм) и незначительно увеличилась микротвердость сплава (на ~9–20%) при неизменной твердости по Виккерсу (2,23 ГПа). Также в сплавах были обнаружены мелкие округлые включения белого цвета, на наш взгляд, состоящих из окислов Sc_2O_3 .

В результате определения локального состава фаз сплава, микролегированного гадолинием (0,09–0,2 мас.%), был обнаружен гадолиний (~14–41%) в отдельных включениях размером ~1,3–6,3 мкм. Судя по их округлой форме, эти включения образовались до начала затвердевания жидкого металла, а значит, их температура плавления должна быть выше температуры ликвидус сплава Ti-36Al, что составляет 1475–1500 °С. По термодинамическим характеристикам образования соединений элементами сплава можно утверждать, что такими включениями могли быть оксиды или нитриды. Поскольку гадолиний имеет большее сродство к кислороду, чем титан и алюминий, по-видимому, образовывал только тугоплавкие оксиды гадолиния Gd_2O_3 , выделившиеся в виде отдельных включений.

Хотя в результате РСМА, наличие гадолиния в матрице обнаружено не было, тем не менее, сплав с микродобавками Gd имел измельченную пластинчатую микроструктуру, обладая незначительно повышенной микротвердостью, по сравнению с нелегированным сплавом.

Микролегирование базового сплава Ti-36Al скандием (0,2%) и гадолинием (0,2%) практически не изменило жаропрочность в интервале температур 300–900 °С. Можно отметить лишь незначительное увеличение твердости при 900 °С.

Установлено, что микролегирование скандием и гадолинием интерметаллидного сплава Ti-36Al приводит к измельчению пластинчатой структуры и образованию окислов скандия и гадолия, что может повысить низкотемпературную пластичность интерметаллидного сплава.

Для повышения пластичных характеристик интерметаллидных титановых сплавов типа Ti-36Al целесообразно микролегировать их скандием или гадолинием в количестве 0,2 мас. %.

Следует отметить, что сплав Ti-36Al-0,09Sc, обладая повышенными прочностными и пластичными свойствами, является перспективным материалом при изготовлении конструкционных деталей.

УДК:621.746

Лысенко Т. В.¹

Пархоменко Е. В.²

¹д-р техн. наук, зав каф. ТУЛП ОНПУ;

²магистр кафедры ТУЛП ОНПУ

МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕПЛОМАСООБМЕНА В ЛИТЕЙНЫХ ФОРМАХ СЛОЖНОЙ СТРУКТУРЫ

Процессы тепломассообмена в системе «отливка – литейная форма» оказывают существенное влияние на качество готовой отливки.

В литейных формах сложной структуры (формы с противогазовыми барьерами, слоистые формы и т.д.) моделирование процессов тепломассообмена носит особый характер в связи с тем, что изменяются теплопроводность и теплоемкость отдельных слоев литейной формы. В связи с этим можно ускорить или замедлить скорость отвода тепла от отливки и тем самым повлиять на ее качество [1].

Для моделирования и исследования влияния процессов тепломассообмена на качество поверхности отливок были выбраны двухслойные формы с рабочим слоем из песчано-смоляной смеси и опорным слоем из материалов с различной газотворностью, газопроницаемостью и теплоаккумулирующей способностью: кварцевого песка, песчано-смоляной смеси, кварцевого стекла, шамота и стали.

Материал барьерного слоя выбирали в зависимости от типа барьера:

- сплошной барьер изготавливали из материалов с различной теплоаккумулирующей способностью: кварцевое стекло, медь, сталь;
- барьер с переменной газопроницаемостью изготавливали из кварцевого песка, порошков электрокорунда, графита и железа;
- плавящийся барьер с переменной газопроницаемостью изготавливали из молотого оконного стекла [2].

Для изучения специфики распространения теплового фронта в оболочковых формах с барьерами (вводится в интерфейс дополнительный промежуточный слой), применена трехмерная модель возбудимых клеточных автоматов (Stochastic Excitable Cellular Automata – SECA).

В рамках SECA-метода моделируемый образец разбивается на элементарные объемы, каждый из которых моделируется с помощью клеточного автомата. Исходя из особенностей моделируемых процессов, предполагающих распределение тепловой и механической энергии в материале, в качестве инструмента моделирования был выбран возбудимый клеточный автомат.

Возбудимый автомат способен совершать последовательную цепочку переключений состояний под влиянием внешнего воздействия. Каждый такой автомат характеризуется определенным набором соседей на первой координационной сфере, а также числовыми параметрами, соответствующими материалу, содержащемуся в моделируемом объеме пространства, такими как модуль упругости, плотность, модуль сдвига, плотность дислокаций, удельная теплопроводность, удельная теплоемкость, коэффициент температурного расширения и др. При взаимодействии с соседними автоматами могут меняться тепловая и механическая составляющие энергии, а значит, и связанные с ними физические параметры (температура, энтропия, напряжение, деформация, плотность и т.д.) [3].

Необходимо исследовать характер влияния теплового фронта на картину распределения внутренних термических напряжений и связанных с ними объемных деформаций, возникающих вследствие теплового расширения. Также исследовалось влияние внутренней границы раздела, наличие дополнительного слоя и влияние геометрической формы внутренней границы раздела на процесс распространения теплового фронта.

Теплоперенос моделируется согласно гипотезе Фурье [4] т. е.

$$\frac{dQ}{dFdt} = \mathbf{J}_T = -\lambda \text{grad}(T), \quad (1)$$

где \mathbf{J}_T – плотность теплового потока; dQ – количество теплоты проходящее в единицу времени dt через единицу площади dF изотермической поверхности; λ – коэффициент теплопроводности.

Для определения температур клеточных автоматов на нулевом шаге численного эксперимента для каждого из них задаются начальные значения температуры T^0 , деформации ε^0 , верхнее пороговое значение деформации ε_s , а также величины теплопроводности λ , теплоемкости c и коэффициента линейного термического расширения α . Затем на каждом n -м временном шаге вычисляется новое значение температуры автомата с учетом тепловых потоков со стороны каждого соседнего автомата:

$$T_j^n = T_j^{n-1} + \frac{1}{c_j} \sum_{k=1}^N Q_{jk}^n, \quad (2)$$

где T_j^n, T_j^{n-1} – температуры j -го клеточного автомата на n -ом и $(n-1)$ -ом шагах по времени соответственно, c_j – теплоемкость j -го клеточного автомата Q_{jk}^n – поток тепловой энергии из соседнего клеточного автомата с индексом k в рассматриваемый автомат с индексом j на n -ом шаге по времени; N – число соседей.

Адекватность модели подтверждали экспериментально.

Установлено, что хорошие результаты получаются при использовании в качестве барьера железного порошка фракции 0315–04 толщиной 0,002–0,003 м, а также барьеры из стекол, отличающихся аморфным строением и высокой вязкостью в расплавленном состоянии.

Путем проведения серии численных экспериментов на базе SECA метода удалось сформулировать технологические рекомендации по выбору условий получения качественных отливок из железоуглеродистых сплавов.

Список литературы

1. Управление литейными системами и процессами : монография / [О. И. Пономаренко, Т. В. Лысенко, А. Л. Становский, О. И. Шинский]. – Харьков : Підручник НТУ «ХПИ», 2012. – 368 с.
2. Лисенко Т. В. Управление процессами в литейной форме / Т. В. Лисенко, В. П. Малахов, А. Л. Становский. – Одеса : Апрель, 2009. – 475 с.
3. Kroc J. Application of Cellular Automata Simulations to Modeling of Dynamic Recrystallization / J. Kroc // Lecture Notes in Computer Science. – 2002. – 2329. – pp. 773–782.
4. Аналитические, численные и аналоговые методы в задачах теплопроводности / Под ред. И. А. Луковского. – К. : Наукова думка, 2007. – 240 с.

УДК 621.744.3

Пономаренко О. И.¹

Евтушенко Н. С.²

Берлизова Т. В.³

¹д-р техн. наук, профессор НТУ «ХПИ»

²ст. преподаватель НТУ «ХПИ»

³ассистент НТУ «ХПИ»

ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ СМОЛЯНЫХ ХТС НА ХРОМИТОВЫХ ПЕСКАХ

В настоящее время для нужд турбомашиностроения начали широко применять высокоогнеупорные и химически инертные хромитовые пески марки AFS45-50 ТУ У 13.2-35202765-001:2011. Хромитовый песок используется при изготовлении легированных стальных отливок в стержневых и облицовочных смесях. Особое его преимущество проявляется при изготовлении тяжелых отливок, когда необходимо высокое сопротивление ферростатическому давлению.

Для приготовления формовочных и стержневых смесей холодного отверждения в качестве связующего хорошо зарекомендовала экологически чистая смола на основе олигофурфурилоксисилоксанов (ОФОС) [1]. Существуют исследования использования данного связующего для ХТС на кварцевых песках [2–3], однако для хромитовых песков такие исследования не проводились.

Целью исследования является установление закономерностей ФОС на прочностные свойства холоднотвердеющих смесей на хромитовых песках и стабилизация их свойств в производственных условиях.

Для исследования использовали ХТС, где в качестве наполнителя использовали хромитовый песок, а в качестве катализатора процесса отверждения была выбрана паратолуолсульфокислота. Моделирование свойств смесей проводили на основе использования метода планируемого эксперимента.

Варьируемыми факторами являлись: количество введенной в смесь смолы (x_1) и количество используемого катализатора (x_2). В качестве катализатора применяли ПТСК. В качестве параметра оптимизации (y) были выбраны: прочность на изгиб (y_1), прочность на разрыв (y_2) и прочность на сжатие (y_3).

В результате обработки полученных данных была получена следующая система уравнений в кодированном масштабе:

$$y_1 = 2,675 + 0,275X_1 + 0,125X_2,$$

$$y_2 = 0,745 + 0,1X_1 + 0,08X_2,$$

$$y_3 = 1,253 + 0,11X_1 + 0,053X_2.$$

Анализ уравнений регрессии показывает, что влияние варьируемых факторов на параметры оптимизации соответствует теоретическим представлениям о формировании свойств смеси при ее приготовлении.

На основе разработанных математических моделей была создана номограмма. На основе номограммы возможно корректирование параметров процесса приготовления смеси за счет изменения количества составляющих смеси, которые вводятся, что может быть использовано для оперативного управления свойствами смеси.

Использование номограммы позволяет стабилизировать свойства ХТС в промышленных условиях и дает возможность для заданной прочности на сжатие, прочности на разрыв и прочности на изгиб определить необходимый состав смеси.

Показания прочности на хромитовых песках имеют примерно такие же, как и на кварцевых песках. Так для кварцевого песка прочность на сжатие для смеси с содержанием смолы в количестве 2,0% и катализатора ПТСК в количестве 1% составляет 1,20 МПа, а для хромитового песка прочность на сжатие для смеси с тем же содержанием компонентов составляет 1,25 МПа.

Список литературы

1. Патент на корисну модель № 23593 Україна. Спосіб одержання холоднотвердіючих сумішей. Авторів Каратеев А. М., Пономаренко О. І., Євтушенко Н. С. та ін. Опубл. 25.05.2007. Бюл. № 7, 2007 р.
2. Использование смолы ОФОС в литейном производстве / [О. И. Пономаренко, А. М. Каратеев, Н. С. Евтушенко и др.] // Процессы литья. – 2010. – № 6. – С. 27–32.
3. Евтушенко Н. С. Моделирование и стабилизация свойств холоднотвердеющих смесей на основе ОФОС / Н. С. Евтушенко, А. В. Бережная // Металл и литье Украины. – 2011. – № 6. – С. 15–18.

УДК 621.74

Берлизова Т. В.¹

Пономаренко О. И.²

Лихолет М. А.³

¹ассистент НТУ «ХПИ»

²д-р техн. наук, профессор НТУ «ХПИ»

³ассистент НТУ «ХПИ»

ХОЛОДНОТВЕРДЕЮЩИЕ СМЕСИ НА ЖИДКОМ СТЕКЛЕ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ХРОМИТОВЫХ ПЕСКОВ

Технология получения отливок с использованием холоднотвердеющих смесей (ХТС) на жидком стекле (ЖС) применяется на многих предприятиях, как в Украине, так и в странах СНГ.

Однако, существенным недостатком песчано-жидкостекольных смесей является их плохая выбиваемость вследствие повышенной спекаемости жидкого стекла с формовочным песком. Поэтому, разработка новых составов ХТС на ЖС, которая ликвидировала этот недостаток, является актуальной задачей литейного производства.

В качестве наполнителя для ХТС на ЖС, вместо кварцевого песка использовали хромитовый песок. В отличие от кварцевого песка, который имеет структурные превращения при 575°C, хромитовый песок не имеет аллотропических превращений, обладает высокой прочностью при термическом ударе. При относительно высокой температуре плавления 1880°C, он имеет низкую температуру спекания 1100°C.

Целью исследований является разработка технологии получения отливок с использованием ХТС на основе хромитовых песков с применением ЖС. Используемые в работе ХТС состоят из наполнителя (хромитового песка), жидкого стекла в качестве связующего, катализатора отверждения на основе сырья растительного происхождения и различных улучшающих смесь добавок. В качестве катализатора отверждения использовали фурфуролюксипропилциклокарбонат (ФОПЦК). ФОПЦК является экологически безопасным материалом, так как при заливке металла в форму в результате термохимической деструкции ФОПЦК разлагается и выделяет в объеме сформированной композиции CO₂ и пары воды в окружающую среду.

Был проведен планируемый эксперимент 2⁶⁻². Получены зависимости. Исследования показали возможность использования ХТС на хромитовых песках с использованием ЖС в литейных цехах.

УДК: 621.762.07

Джуган А. А.¹

Овчинников А. В.²

Ольшанецкий В. Е.³

¹аспирант ЗНТУ

²д-р техн. наук, профессор ЗНТУ

³д-р техн. наук, профессор ЗНТУ

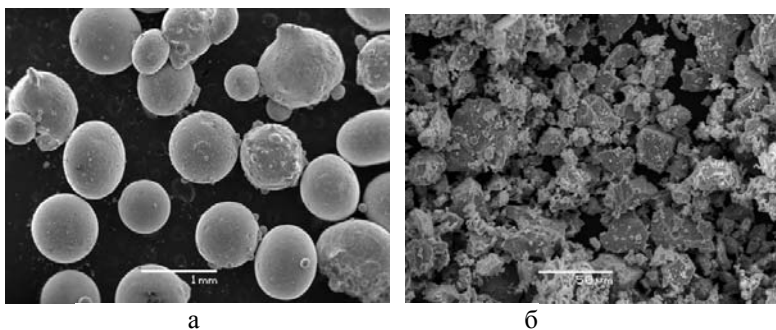
ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ГИДРИРОВАННОГО И ДЕГИДРИРОВАННОГО ПОРОШКА ТИТАНА ПРИ ФОРМИРОВАНИИ ОБЪЕМНЫХ ДЕТАЛЕЙ (3-D ПЕЧАТЬ) ИМПУЛЬСНЫМ ЛАЗЕРОМ

В настоящее время достаточно много говорят о перспективах внедрения так называемых аддитивных технологий в той или иной отрасли промышленности. Эти технологии представляют собой получение изделия послойно, шаг за шагом путем формирования (тем или иным способом) слоев материала, отверждения или фиксации этого слоя в соответствии с конфигурацией сечения конкретной металлической модели и соединения каждого последующего слоя с предыдущим. Используются, эти методы, взамен существующей технологии обработки металлов резанием [1, 2].

Таким образом, можно сделать вывод, что технологии послойного построения изделий позволяют объединить в себе главное преимущество порошковой металлургии такое как высокий коэффициент использования материала и главное достоинство литейного производства – получение деталей сложной формы. Следует также отметить, что применение аддитивных технологий позволяет получать как готовые изделия, так и необходимую в промышленности технологически сложную оснастку, которую невозможно получить традиционными методами обработки [3, 4]. Главным фактором который стоит на пути к широкому распространению аддитивных технологий в различных отраслях производства является стоимость технологического сырья, то есть порошков сферической формы (рис. 1 а).

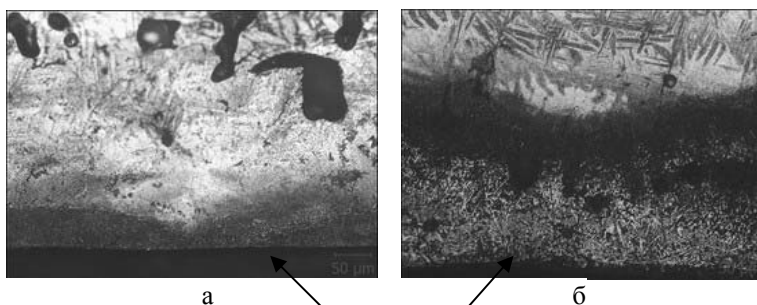
Поэтому целью работы являлось определение возможности использования несферических порошков неправильной формы производства ЗМОЗ ГП ГНИИП «Института Титана» (рис. 1 б), которые являются менее дорогостоящими.

Порошки получали путем механического дробления титановой губки марки ТГ 100 и дальнейшего его отсева по фракциям. Такой порошок обладает повышенной пористостью и содержанием вредных примесей, таких как хлор и железо. Поэтому по предложенной техно-



а – сферический; б – несферический.
Рисунок 1 – Титановые порошки различной формы

логии порошки предварительно подвергались процессам гидрирования и дегидрирования, что позволяет повысить плотность материала и снизить количество вредных примесей, в общей сложности улучшая качество материала [5]. Моделирование процесса трехмерной печати осуществляли по технологии SLS (Selective Laser Sintering – селективное лазерное спекание), с использованием дегидрированного порошка фракцией 50–150 мкм. Суть процесса состояла в насыпании небольшого слоя порошка, в первом случае толщина слоя составляла 200–300 мкм (рисунок 1а), во втором 50–100 мкм (рисунок 1б), на подложку из того же материала и последующего воздействия импульсным лазером для спекания порошинок как между собой, так и с материалом подложки.



Наплавленный слой
а – толщина слоя 200–300 мкм; б – толщина слоя 50–100 мкм.

Рисунок 2 – Микроструктура наплавленного слоя

Как видно из приведенных выше рисунков, при моделировании процесса так называемой 3-D печати с использованием слоя толщиной 200...300 мкм (рисунок 1а) порошок хорошо спеклись как между собой, так и с материалом подложки, но в слое еще наблюдалась остаточная пористость. При использовании меньшего слоя толщиной 50...100 мкм образуется менее пористая и более однородная структура, что в свою очередь будет положительно сказываться на механических свойствах получаемых изделий.

Исходя из этого можно сделать вывод, что порошки неправильной формы, которые прошли процесс гидрирования и дегидрирования, вполне подходят для применения в аддитивных технологиях в качестве сырья, что позволит существенно снизить стоимость получаемых изделий. Но для широкого использования этих порошков необходимо исследование влияния фракционного состава и формы частиц на свойства изделий, получаемых методами 3-D печати, и отработка технологических режимов спекания.

Список литературы

1. Зленко М. А. Аддитивные технологии в машиностроении / М. А. Зленко, А. А. Попович, И. Н. Мутылина. – Санкт-Петербург : Издательство политехнического университета, 2013. – 221 с.
2. Довбыш В. М. Аддитивные технологии и изделия из металла / В. М. Довбыш, П. В. Забеднов, М. А. Зленко // Библиотечка литейщика. – 2014. – № 9. – С. 14–71.
3. Wei-Chin Huang Microstructure-controllable laser additive manufacturing process for metal products / Wei-Chin Huang, Chuan-Sheng Chuang, Ching-Chih Lin, Chih-Hsien Wu, De-Yau Lin, Sung-Ho Liu, Wen-Peng Tseng, Ji-Bin Horng // Physics Procedia 8th International Conference on Laser Assisted Net Shape Engineering LANE 2014, – Vol. 56. – 2014. – P. 58–63.
4. Волхонский А. Е. Методы изготовления прототипов и деталей агрегатов различных изделий промышленности с помощью аддитивных технологий / А. Е. Волхонский, К. В. Дудков // Образовательные технологии. – 2014. – №1. – С. 127–143.
5. Івасишин О. М. Поверхневі явища при нагріванні порошку гідриду титану / О. М. Івасишин, О. Б. Бондарчук, М. М. Гуменяк, Д. Г. Саввакін // Фізика і хімія твердого тіла. – 2011. – Т. 12, №4. – С. 900–907.

УДК 669.245.018.044:620.193.53

Гайдук С. В.¹

Тихомирова Т. В.²

¹канд. техн. наук, вед. науч. сотр. кафедры ФМ

²инж. I-й кат., ГП «Ивченко-Прогресс»

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЙ СТАБИЛЬНОСТИ ЛИТЕЙНЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ С ПОМОЩЬЮ СИНТЕЗА РАСЧЕТНО-АНАЛИТИЧЕСКИХ МЕТОДИК

Для прогнозирования структурной стабильности литейных жаропрочных никелевых сплавов широко применяются расчетные методики, позволяющие по данным об их химическом составе и представлениям об их электронной структуре, оценивать фазовый состав. Это позволяет с определенной степенью вероятности прогнозировать выделение в объеме таких сплавов вредных топологически плотноупакованных (ТПУ)-фаз. К числу таких методик относится известный метод РНАСОМР, а также принципиально подобные методы, которые позволяют учесть неоднородность распределения легирующих элементов в микроструктуре сплава – New РНАСОМР и ΔЕ-метод (расчет параметра дисбаланса системы легирования). При этом, несмотря на определенные успехи в прогнозировании условий нестабильности фазового состава литейных жаропрочных никелевых сплавов, в данной области остается еще много не решенных проблем. Поэтому были проведены исследования для установления взаимосвязи между уровнем и характером легирования сплавов с величинами параметров фазовой стабильности. Основной целью данной работы было установление взаимосвязи расчетно-аналитических методик при сопоставлении пар расчетных параметров $\bar{N}_V - \bar{M}_{d_\gamma}$ и $\bar{M}_{d_C} - \Delta E$ для широкого номенклатурного ряда литейных жаропрочных никелевых сплавов. На рисунке 1 представлены расчетные значения параметров \bar{N}_V и \bar{M}_{d_γ} (точки) вместе с аппроксимирующей прямой. Сопоставление использованных методик (РНАСОМР и New РНАСОМР) позволило установить зависимость между парами параметров \bar{M}_{d_γ} и \bar{N}_V , расчет которых основывается на химических составах γ -твердых растворов.

Исследования показали, что зависимость между парами вышеуказанных параметров оптимальным образом аппроксимируется полиномом первой степени. При этом математическая модель имеет вид $\bar{N}_V = 10,065 \cdot \bar{M}_{d_\gamma} - 6,9463$ и обладает высоким коэффициентом детерминированности ($R^2 = 0,9813$). Это позволяет сделать вывод о взаимосвязи и принципиальной эквивалентности этих методик и дан-

ных параметрах, а также о возможности достоверного прогнозирования значений параметров одной методики, опираясь на известные значения другой (см. рис. 1).

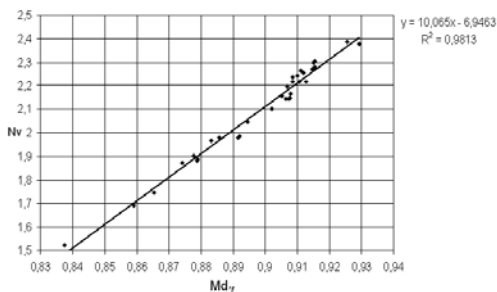


Рисунок 1 – Сопоставление значений рассчитанных параметров \bar{Md}_γ (New PHASOMP) и \bar{Nv} (PHASOMP) для 32-х литейных жаропрочных никелевых сплавов (точки). Аппроксимирующая прямая ($\bar{Nv} = 10,065 \cdot \bar{Md}_\gamma - 6,9463$). Коэффициент детерминированности $R^2 = 0,9813$

На рисунке 2 представлены расчетные значения параметров структурной стабильности \bar{Md}_C и ΔE для 32-х исследованных литейных жаропрочных никелевых сплавов (точки) вместе с аппроксимирующей прямой. Сопоставление использованных методик (New PHASOMP и ΔE -метод) позволило установить зависимость между парами параметров \bar{Md}_C и ΔE , расчет которых основывается на общих химических составах сплавов.

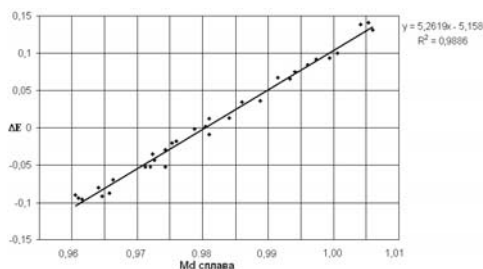


Рисунок 2 – Сопоставление значений рассчитанных параметров \bar{Md}_C (New PHASOMP) и параметра ΔE (расчет дисбаланса легирования ΔE -метод) для 32-х литейных жаропрочных никелевых сплавов (точки). Аппроксимирующая прямая ($\Delta E = 5,2619 \cdot \bar{Md}_C - 5,158$). Коэффициент детерминированности $R^2 = 0,9886$

Зависимость между парами вышеуказанных параметров исследованных сплавов оптимальным образом аппроксимируется так же полиномом первой степени. При этом математическая модель имеет вид $\Delta E = 5,2619 \cdot \overline{Md}_C - 5,158$ и обладает высоким коэффициентом детерминированности ($R^2 = 0,9886$). Это позволяет сделать вывод о взаимосвязи и принципиальной эквивалентности методик, примененных для расчета и сопоставления этих параметров (см. рис. 2).

Полученные математические модели адекватны и обладают высоким коэффициентом детерминированности R^2 , что характерно как для пар параметров \overline{Md}_γ и \overline{N}_v , которые вычисляются исходя из рассчитываемого состава матрицы (γ -твердого раствора), так и для пар \overline{Md}_C и ΔE , вычисляемых исходя из общего состава сплава. Таким образом, полученные математические модели позволяют с высокой степенью достоверности прогнозировать структурную и фазовую стабильность при разработке новых перспективных сплавов, а также применять их при оптимизации составов широкого номенклатурного ряда существующих промышленных литейных жаропрочных никелевых сплавов.

УДК 669.2/.8

Шаломеев В. А.¹

Цивирко Э. И.²

Маковский С. Г.³

Бажмина Е. А.⁴

¹д-р техн. наук, профессор ЗНТУ

²д-р техн. наук, профессор ЗНТУ

³инженер ОАО «Мотор Сич»

⁴старший викладач ЗНТУ

ВЛИЯНИЕ ЩЕЛОЧНОЗЕМЕЛЬНЫХ МЕТАЛЛОВ НА МОРФОЛОГИЮ И ТОПОЛОГИЮ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ В СПЛАВЕ МЛ5

Постоянно возрастающие требования к авиационной технике обуславливают необходимость создания магниевых сплавов с высоким комплексом механических свойств и жаропрочности. Основным направлением улучшения литья из магниевых сплавов является упрочнение их интерметаллидами. Щелочноземельные металлы (Ca, Ba), взаимодействуя с магнием, могут образовывать интерметаллиды, значительно влияющие на структуру и свойства литого металла.

Исследовали влияние кальция и бария на морфологию и топологию интерметаллидных фаз в сплаве МЛ5, а так же их влияние на структуру и свойства магниевого литья.

Микроструктура стандартного сплава МЛ5 представляла собой δ -твердый раствор с наличием эвтектоида $\delta + \gamma(\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12})$ и мелкодисперсных интерметаллидов $\gamma(\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12})$. Присадки в сплав 0,05% Са и Ва каждого приводили к измельчению макро- и микроструктуры литого металла. При этом, расстояние между осями дендритов второго порядка уменьшилось \sim в 2,0 раза. Дальнейшее увеличение присадок этих элементов практически не меняло структуру металла.

Металлографический анализ исследуемых сплавов до и после термической обработки показал, что термообработка по стандартному режиму Т6 способствовала некоторому снижению микротвердости твердого раствора и уменьшению разброса между минимальными и максимальными значениями за счет повышения однородности металла. При модифицировании кальцием и барием микротвердость твердого раствора повышалась. При этом, микротвердость эвтектоида $[\delta + \gamma(\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12})]$ была в 2,6 раза выше значений твердости δ -твердого раствора.

Интерметаллидная фаза стандартного сплава была двух типов: сферической формы, располагающейся внутри зерен, и пластинчатой – по границам зерен. По результатам микрорентгеноспектрального анализа сферические интерметаллиды содержали \sim 15% Al, \sim 80% Mg и дополнительно Si и Mn, пластинчатые интерметаллиды имели состав \sim 60% Mg и \sim 40% Al. Присадки ЦЗМ увеличивали объемный процент интерметаллидов, уменьшая долю крупных интерметаллидов. Интерметаллиды, располагающиеся как в центре зерна, так и по его границам, упрочняли сплав и повышали его жаропрочность. Пластичность же сплава в зависимости от количества интерметаллидов имела нелинейную зависимость, достигая своего максимума при содержании 0,05% Са и Ва. Подсчет объемной доли интерметаллидной фазы в сплаве исследуемых вариантов показал, что ее процент повышался с увеличением содержания ЦЗМ в металле. МРСА интерметаллидных фаз в сплаве МЛ5 с Са и Ва показало наличие этих элементов в своем составе, при этом, исследуемые интерметаллиды имели сложный химический состав.

Анализ распределения интерметаллидов по размерным группам показал, что в стандартном сплаве МЛ5 преобладали пластинчатые интерметаллиды, большинство из которых находилось в размерной группе 8...15 мкм. Сферические интерметаллиды в основном представлены размерной группой 2,0...7,9 мкм. Исследуемые элементы в

сплаве измельчали интерметаллидную фазу (до 2,0...11,5 мкм – для сферических и < 2,0...7,9 мкм – для пластинчатых). С ростом содержания Са и Ва в металле увеличивался объемный процент интерметаллидов с размерами меньше 2 мкм и уменьшался для крупных интерметаллидов (> 11,6 мкм).

При содержании Са и Ва 0,05...0,1% происходил интенсивный рост объемного процента сферических интерметаллидов, располагающихся внутри зерна, измельчалось микрзерно и повышалась пластичность сплавов. Дальнейшее повышение содержания элементов в сплаве увеличивало объемный процент пластинчатых и сферических интерметаллидов и повышало предел прочности и жаропрочность сплава.

УДК 621.74

Міняйло Є. І.¹

Гнатенко М. О.²

Міняйло А. Є.³

¹канд. техн. наук, доцент ЗНТУ

²студент ЗНТУ

³студентка НАУ ім. Жуковського М. Є., ХАІ

ДЗВОНОВІ МАТЕРІАЛИ

Дзвони є найдавнішим предметом матеріальної культури людства, тому привертають до себе увагу фахівців з багатьох галузей знань – металургів, фізиків, музикознавців, істориків, мистецтвознавців, етнографів.

Відродження національної культури України не можливе без відродження дзвоніволivarного виробництва, яке бере початок з XIV століття. Найстарішим пам'ятником дзвоніволivarного мистецтва, що дійшов до наших часів, є Юрський дзвін. Він був відлитий у Львові в 1341 році і мав наступні параметри: висота разом з короною – 85 см, нижній діаметр – 71 см, вага – 415 кг [1]. Львів і надалі залишався осередком дзвоніволivarного виробництва. В кінці XVII ст., в XVIII ст. та першій половині XIX ст. крім західноукраїнських Львова, Брод, Покуття та Перемишля дзвоніволivarне виробництво розвивається в Києві, Стародубі, Новгород-Сіверському, Ніжині, Глухові.

Кращім дзвоніволivarним сплавом на сьогодні є бронза, яка складається з 78–80% міді, 20–22% олова та не більше 1–2% домішок. Високий вміст міді й олова, які є досить коштовними (особливо олово) спонукають до пошуків альтернативних матеріалів [2].

Одним з таких матеріалів був чавун. Чавунні дзвони відливали в Росії, в Європі і Азії. Останній спалах масового лиття чавунних дзво-

нів був зроблений в Україні в середині 1990-х років. На Дніпродзержинському металургійному комбінаті вирішили оснастити усі храми країни дешевими чавунними дзвонами, але вони погано звучали і так швидко виходили з ладу (кололися), що незабаром від цієї витівки відмовились. При цьому ливарники виявили одну цікаву особливість чавунних дзвонів – чим більше їх розмір, тим краще вони звучали, наближаючись за звучанням до бронзових. Проте є приклад дзвону «довгожителю». На дзвіниці Борисоглібського чоловічого монастиря (Росія, Ярославська обл.) висить 100-кілограмовий чавунний дзвін, який був відлитий у Німеччині ще у 1894 році.

Перші відомості про сталеві дзвони відносяться до XIX століття. Дешевизна мало- та середньовуглецевої сталей сприяла спробам використати їх для виготовлення дзвонів. Кращі результати виявились у дзвонів, що були виготовлені із середньо вуглецевої сталі. Проте сталеві дзвони мали уривчастий і жорсткий звук, що нагадував більше брязкання, ніж благозвучність. Є відомості, що в НДР у 1950-х роках намагались відливати сталеві дзвони, а для поліпшення їх звучання використовували язики з латуні або інших кольорових металів. Але далі експериментів ця справа не пішла. У 1990-х роках в Росії на Кірово-Чипецькому механічному заводі в обмеженій кількості виробили дзвони з цирконієво-нібієвих сплавів. Дзвони з цих сплавів звучали краще чавунних і сталевих, але помітно поступалися за милозвучністю бронзовим. Можливо невдача спіткала виробників тому що, як і в разі виготовлення чавунних та сталевих дзвонів, копіювали зовнішню форму бронзових дзвонів.

На початку 1990-х років у Всеросійському інституті легких сплавів (м. Москва) були зроблені спроби лиття дзвонів з деяких алюмінієвих сплавів, які володіли чудовими звуковими якостями. Ці дзвони, як і чавунні, при більшому розмірі звучали краще. Але при їх експлуатації з'ясувалось, що ударне (звукове) кільце швидко зминається від ударів язика. В результаті дзвін змінює свої звукові характеристики і швидко розколюється.

На початку тих же 1990-х років були зроблені спроби використати титан для виготовлення дзвонів. На користь цих спроб були такі властивості титану як мала питома вага (удвічі менша ніж у бронзи), велика міцність і морозостійкість, а також стійкість до окислення. На Балашихському ливарному заводі (Росія) та Павлоградському механічному заводі (Україна) для цього використали сплави ВТ5Л і ВТ20. Титанові дзвони зовні копіювали бронзові і мабуть тому не відрізнялись милозвучністю – звук був досить різкий і тривав помітно менше

ніж у бронзових. За вказівкою акустиків була зроблена спроба поліпшити звукові характеристики шляхом підточки, але це не допомогло.

В роботі І.А. Духіна [3] є згадка про срібний дзвін, який був відлитий 5 липня 1890 р. у Харкові на заводі П.П. Рижова. Дзвін мав наступні параметри: маса – 293 кг, висота – 89 см. Цей дзвін, що був названий Царським, дзвонив щоденно о 13 годині. Про якість дзвону нічого не повідомлялось, імовірно його звучання нічим особливо не відрізнялось від бронзового.

У Німеччині на початку XX століття в якості заміни дзвоновій бронзі рекламувався сплав нікелю, міді та алюмінію. Навіть стверджувалося, що за милозвучністю він не поступався дзвоновій бронзі. Однак відомості про конкретні зразки цього сплаву не знайдені.

Умільці з багатьох країн намагались виготовляти дзвони з різних видів кераміки, дерева і навіть камення. Але це були в основному ритуальні або сувенірні вироби. Виключенням з цього є порцелянові дзвони міста Мейссена (Німеччина). Ці дзвони мають своєрідну форму, відмінну від бронзових, і порцелянові язички. Вони володіють приємним звуком, мають не меншу співучість ніж у бронзових дзвонів. Саме ці якості визначили їх основне використання в курантах і карильйонах.

Пошуки альтернативних матеріалів дзвоновій бронзі продовжуються. За останнього часу з'явилися зразки дзвонів з металокераміки і скловуглецю.

Проте, найкращим матеріалом для виготовлення дзвонів є класична дзвонова бронза: це 80% Cu і 20% Sn з розбіжністю співвідношення $\pm 3\%$, і не більше 1–2% домішок (у відповідальних випадках $\leq 1\%$). При цьому чим чистіші вихідні шихтові матеріали ($\geq 99\%$ Cu і Sn) і чим більше в сплаві утворюється інтерметаліду $\text{Cu}_{31}\text{Sn}_{18}$, тим краще звучання дзвонів. Використання старих дзвонів і брукху кольорових металів приводить до погіршення якості заливаемого сплаву з причини наявності в ньому домішок і вигорання олова. Крім того дзвонова бронза при переплавці стає більш «густою» і крихкою, відбувається поглинання кисню оловом і перехід металічного олова в олов'янисту кистоту, яка різко погіршує звучання бронзи.

Список літератури

1. Жолтовський П. М. Художнє лиття на Україні в XIV–XVII ст. [текст] / П. М. Жолтовський. – К. : Наук. думка, 1973. – 132 с.
2. Шариков В. Г. Колокольная бронза. Есть ли альтернатива? / В. Г. Шариков // Литейное производство. – 2002. – № 9 – С. 31–33.
3. Духин И. А. Тайна серебряного колокола Сб. Знаменитые колокола России [текст] / И. А. Духин. – М. : Отечество-Крайтур, 1994. – 224 с.

UDK 669.017.16

Vinichenko V. S.¹

Volkova O. G.²

Fominykh D. O.³

¹Ph.D., docent of PMS chair

²Ph. D., docent of TBE chair

³student of ZNTU

INVESTIGATION OF PRODUCTION TECHNOLOGY INFLUENCE OF TUNGSTEN-THORIUM ALLOYS ON SIZE DISTRIBUTION OF THORIUM DIOXIDE NONMETALLIC PARTS

Nonmetallic inclusions in alloys are foreign bodies, which disturb homogeneity of their structures. Their influence on mechanical and other properties can be as negative as positive. During the deformation process nonmetallic inclusions (especially large), play a role stress raisers and can cause fractures. However, if nonmetallic inclusions are not wetted base metal grain or are refractory in nature, they have a rounded shape and are arranged mostly inside the grains. At the same time decrease in the mechanical properties of alloys at ambient temperatures is appreciable, and in dispersion-reinforced high-temperature alloys such particles are introduced specially with the purpose of the strengthening. As the oxide particles do not chemically react with the matrix metal, the effect of strengthening persists up to their melting temperature.

Such materials also include tungsten alloys with additive of thorium particles (ThO_2). Wires made from these materials are widely used for a production a wide variety of details (springs, hooks, transmitting terminal's cathodes), where necessary strength, elasticity at high temperatures and increase emission properties.

However, despite the large number of scientific developments, the wires from thoriated tungsten alloys, produced by industry, are inclined to delamination. The use such wire for manufacturing of details in bent sections often leads to breakdowns and reduces the reliability of devices. So, the problem of reducing the tendency of the wire from thoriated tungsten alloys to delamination still requires solutions. This problem is especially relevant for BP10T2 alloy.

One of the reasons for the increasing tendency to delamination of a wire from thoriated tungsten pseudoalloy is nonmetallic particles of thorium dioxide. These particles are drawn along the axis of the wire during the deformational redistribution and the particles are bigger, the larger delamination.

For the purpose to increase dispersion of particles ThO_2 in the production of tungsten-thorium alloys use chemical method for their introduction. Known process embodiments of this method:

- 1) the introduction of thorium nitrate solution in tungsten anhydride;
- 2) the introduction of thorium nitrate solution in the tungsten metal powder.

The first variant compare to second one is simpler in production, but not always ensure the absence of large particles ThO_2 . The second technological variant practically free of pointed disadvantage, but, the base part of particles ThO_2 is less dispersed than in the first variant.

Employees of the ZNTU chair of physical material science Netsik A.Y., Olshanetsky V.E. and etc. proposed a technological variant, which is conclude in the introduction of thorium nitrate solution in a partially restored tungsten anhydride. It is allow purposefully change the particle size distribution ThO_2 of the alloy.

In order to establish regularities of influence of parameters of a partial recovery in the distribution of the particles ThO_2 produced series of thoriated tungsten alloys, type BP10T2 by introduction a thorium nitrate solution in a partially restored anhydride tungsten (variant 1), in the metal powder (variant 2) and not recovered tungsten anhydride (variant 3) .

Due to the fact that the particles ThO_2 , very difficult to distinguish from the pores, which are always present in the rods, the dispersibility of particles was assessed by electron microprobe analyzer.

Comparison particles size distribution showed that the introduction of thorium nitrate solution in tungsten anhydride (variant1) leads to the presence of relatively large particles in the alloy structure. Testing the introduction of thorium nitrate solution in the tungsten metal powder (variant 2) allows to almost completely get rid of large particles, but their base mass has lager size than in the variant 1. Using the variant 3 allow to receive the base part of the particles ThO_2 smaller than in the variant 2, where the large particles were observed in variant 1 were absent.

The results can be explained by the fact that during the partial restoration of tungsten anhydride (WO_3) changes the morphology of the particles, and virtually disappear pellet formations, and with them the large pores, which probably contributed to the crystallization of the thorium nitrate solution in the form of large particles, which in turn, led to the formation of large particles ThO_2 .

Furthermore, despite the fact that it is not recovered WO_3 has a less density, in accordance the specific volume bigger than partially reduced oxide. The last one can has particles smaller size and therefore their specific surface is bigger than particles of unreduced WO_3 . In our opinion, this is a

circumstance that allows receiving the base part of the particles ThO_2 almost the same size as in the first variant of the technology.

In conclusion, it should be noted that an additional process step partial restoration of WO_3 can be easily implemented on the existing plant equipment, and the ability to eliminate the appearance of large non-metallic particles ThO_2 justifies the use of the proposed technology.

УДК 621.747.58

Сергієнко О.С.

асистент, ЗНТУ

ВПЛИВ ГАРЯЧОГО ІЗОСТАТИЧНОГО ПРЕСУВАННЯ НА ВМІСТ МІКРОПОР У ЛИТИХ ВИРОБАХ ЗІ СПЛАВУ ВТ5Л

Якість литого металу визначається його механічними властивостями, а в окремих випадках використовуються додаткові методи контролю, такі як оцінювання мікроструктури, від параметрів якої залежать окремі структурно-чутливі властивості. Зважаючи на наявність дефектів на всіх рівнях макро- та мікроструктури литих титанових сплавів, найбільш ефективним методом підвищення механічних властивостей виробів уявляється одночасна мінімізація макро- й мікродефектів.

Комплексна технологія лиття за витоплюваними моделями з подальшим гарячим ізостатичним пресуванням (ГП) виливків з титанового сплаву ВТ5Л дозволяє усунути макродефекти, що роблять вироби непридатними. Однак вплив обробки на вміст мікроскопічних дефектів досліджено недостатньо.

З метою визначити вплив ГП на мікроскопічні дефекти у литих зразках із сплаву ВТ5Л, проведено кількісний аналіз за методом П1 (ГОСТ 1778-70). Дослідження мікроструктури зразків проводили на оптичному мікроскопі МІМ-8. Для виявлення мікроструктури сплаву виконане двоступеневе вакуумне і кольорове травлення (витримка протягом 60 секунд у печі опору при температурі 600°C).

Мікроскопічне дослідження показало, що до обробки ГП литі зразки мають великий вміст мікроскопічних пор від 0,055% до 0,07%. Більша частина виявлених пор належить до 1 і 2 розмірних груп, розміри яких відповідно становлять 20–28 мкм і 28–36 мкм. Під час вивчення мікроструктури виявлено також окремі пори, що належать до 3 і 4 розмірних груп з розмірами 36–52 мкм і 52–76 мкм (рис. 1). Пори більших розмірів не були виявлені.

Виявлені пори мали округлу або овальну форму без гострих кутів. Більшість пор розташовано всередині зерен, однак виявлені і окремі дефекти на границях зерен.

Хоча мікроскопічні пори не виявляються стандартними методами визначення внутрішніх дефектів лиття і, відповідно, не нормуються умовами ТУ, мікроскопічні пори у кількості до 0,07% (в середньому – 0,0608%) можуть призводити до зниження механічних властивостей. На відміну від неметалевих вкраплень, пори не створюють поле напружень навколо себе, оскільки їх коефіцієнт теплового розширення не впливає на механічні властивості сплаву. Негативний вплив пор пов'язується тільки з ослабленням перетину виливку.

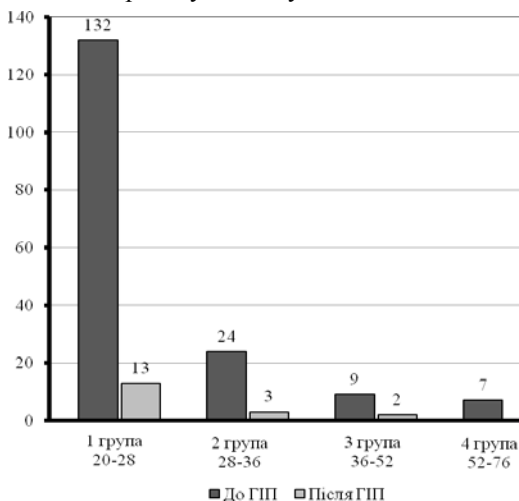


Рисунок 1 – Розподіл мікропор у структурі сплаву VT5Л за розмірними групами

Після ГП вміст пор значно знижується і досягає 0,0053–0,0067% (в середньому – 0,00603%), тобто становить не більше 10% від початкового вмісту. Більшість пор належать до 1 розмірної групи, виявлено також пори 2 і 3 груп, а пори великих розмірів, що належать до 4 групи не спостерігаються.

Розрахункові значення відносної похибки кількісного металографічного аналізу визначено за стандартною методикою. Для литих зразків значення похибки становить 13,43%, для зразків, що пройшли обробку ГП – 11,11%.

На основі отриманих результатів можна припустити, що підвищення механічних властивостей титанових сплавів після обробки ГП пов'язане з одночасним усуненням ливарних дефектів на макроскопічному і мікроскопічному рівнях структури металу.

Наукове видання

**НЕМЕТАЛЕВІ ВКРАПЛЕННЯ І ГАЗИ
У ЛИВАРНИХ СПЛАВАХ**

Збірник тез XIV Міжнародної науково-технічної конференції
(Запоріжжя, 6–9 жовтня 2015 року)

Упорядник *Я. А. Василевська*
Відповідальний редактор *В. В. Луньов*
Комп'ютерне верстання: *Я. А. Василевська, С. В. Зуб*

Оригінал-макет підготовлено
в редакційно-видавничому відділі ЗНТУ

Підписано до друку 29.09.2015. Формат 60×84/16. Ум. друк. арк. 7,9.
Тираж 22 прим. Зам. № 899.

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.