

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ,
МОЛОДІ ТА СПОРТУ 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 XIII Міжнародної науково-технічної конференції
(Запоріжжя, 9–12 жовтня 2012 року)



Запоріжжя
2012

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 29 серпня 2012 року)

Упорядник *Василевська Я.А.*

Відповідальний редактор *Луньов В.В., д-р техн. наук, професор*

Підготовка збірника: *Бурова Н.М., Василевська Я.А.,*

Рибіна Ю.А., Гринь Д.В.

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

Неметалеві вкраплення і газу у ливарних сплавах : збірник тез
Н50 XIII Міжнародної науково-технічної конференції, Запоріжжя,
9–12 жовтня 2012 р. / відп. ред. В.В. Луньов. – Запоріжжя :
ЗНТУ, 2012. – 118 с.

ISBN 978-617-529-058-3

До збірника увійшли тези доповідей XIII Міжнародної науково-технічної конференції «Неметалеві вкраплення і газу 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)305.85

ISBN 978-617-529-058-3

Запорізький національний
технічний університет
(ЗНТУ), 2012

ЗМІСТ

СЕКЦІЯ «СТАЛІ І ЧАВУНИ»

Лунев В.В. Природа неметаллических включений и свойства металла	7
Хрычиков В.Е. Оценка глубины проникновения доливаемого металла в прибыль по серным отпечаткам	9
Белов Б.Ф., Троцан А.И., Бродецкий И.Л., Кобец В.С., Крейденко Ф.С. Особенности формирования рафинировочных шлаков при ковшевой обработке стали.....	11
Белов Б.Ф., Троцан А.И., Бродецкий И.Л., Кобец В.С., Крейденко Ф.С. О механизме образования шлаковых и неметаллических включений при рафинировании железоуглеродистых расплавов.....	13
Калинин Н.А., Билоник И.М. Рафинирование стали X12M при электрошлаковой выплавке порошковым электродом	15
Titova E.S., Bjalik G.A., Samoilov V.E. Choosing effective nanoparticles to nanostructuring copper melt	17
Титова Т.М., Полетаев В.П., Бешкенадзе М.С. Роль неметаллических включений в стали	19
Губенко С.И., Беспалько В.Н., Жиленкова Е. В. Термогравиметрический анализ боридных включений в высокохромистой стали.....	21
Губенко С.И., Мовчан А.В., Бачурин А.П., Черноиваненко Е.А. Морфология карбидных включений в быстрорежущих сталях, полученных в результате комплексной химико-термической обработки	23
Жижкина Н.А., Гутько Ю.И. Влияние центробежного литья на степень очищения валковых расплавов от неметаллических включений.....	25
Юрковский В.В., Беспалько В.Н., Балева Ю.И. Влияние неметаллических включений на качество центробежнолитых труб.....	27
Матвеева М.О., Дворникова Н.В., Климович Б.В., Климович В.В. Исследование нитридных и карбонитридных фаз в малоуглеродистой стали.....	29
Лысенко Т.В., Ясюков В.В., Солоненко Л.И., Домашин В.М. Получение литых вставок пресс-форм ЛПД	31

Становский А.Л., Прокопович И.В., Духанина М.А. Физический метод оценки плотности отливок	33
Левченко В.И., Кашулэ И.М., Носоченко А.О., Троцан А.И., Каверинский В.В. О влиянии технологических параметров на относительное сужение рельсовой стали.....	35
Троцан А.И., Каверинский В.В., Бродецкий И.Л., Снижение загрязненности стали неметаллическими включениями при модифицировании дисперсными порошками	37
Парахневич Е.Н., Бялик Г.А. Усовершенствование испытаний металлов на малоцикловую усталость	39
Евсеева Н.А., Мищенко В. Г. Влияние структурных составляющих коррозионностойкой хромомарганцевой стали на технологические свойства	41
Кузовов А.Ф., Малый А.В., Волик В.В., Иванов В.Г. «U-схема» питания отливки	42
Малый А.В., Перемена В.А., Волик В.В., Кузовов А.Ф., Иванов В.Г. Производство крупных кокильных отливок для горно-обогатительного оборудования	44
Остапенко В.В., Бялик Г.А., Осаул Л.П. Новый метод контроля качества макроструктуры стали и сплавов	46
Чеботарь Л.К., Пирожкова В.П., Бурова Н.М., Петруша Ю.П. О способах ввода модификаторов в биметалл электрошлаковой наплавки.....	48
Пирожкова В.П., Бурова Н.М., Чеботарь Л.К., Лунев В.В. Влияние модифицирования на структуру и природу неметаллических включений биметалла электрошлаковой наплавки.....	50
Бялик Г.А., Адамчук С.И., Савеленко С.Н., Василевская Я.А. Упрощенный автоматизированный метод определения содержания неметаллических включений в стали	52
Соценко О.В. Морфология включений графита в ЧШГ на ранних стадиях формирования	54
Соценко О.В. Компьютерная реконструкция формы графитных включений в высокопрочном чугуна	56
Соценко О.В., Посыпайко И.Ю., Посыпайко, Ю.Ю. Оперативный компьютерный контроль формы графитных включений в высокопрочном чугуна	58
Юзвак В.М. Вплив форми вкраплень графіту і металевої матриці чавунів на мікромеханізм їх руйнування при термоциклуванні.....	60

Нетребко В.В. Влияние марганца на процессы карбидообразования и свойства высокохромистых белых чугунов.....	62
Матвеева М.О., Климович Б.В., Макарова А.А. Влияние микролегирования титаном на литейные свойства низкохромистых чугунов	64
Щеглова Т.С., Хрычиков В.Е., Кирия Г.Ш., Иванова Л.Х. Разработка устройства и способа паротермического оксидирования внутренней поверхности изложницы	66
Селівьорстов В.Ю., Доценко Ю.В., Думенко К.О. Особливості газодинамічного впливу на Розподіл неметалевих вкраплень у злитку сталі 5XB2CF.....	68
Меняйло Е.В. Технологические процессы уменьшения брака по черным пятнам в отливках из высокопрочного чугуна.....	70
Хитько А.Ю., Шапран Л.А., Иванова Л.Х., Адаменко Л.А. Исследование структуры и свойств материала бандажированных роликов после эксплуатации.....	72
Маймур Я.С., Шляпин И.В., Иванова Л.Х. Разработка технологии литья отбеленных листопрокатных чугунных валков...	74
Бялик Г.А., Гонтаренко В.И., Адамчук С.И. Рациональная технология выплавки жаростойких сталей ферритного класса в индукционной электропечи.....	76
Вильчек А.И., Гонтаренко В.И., Бялик Г.А. Влияние неметаллических включений на контактную выносливость шарикоподшипниковой стали.....	78
Калашникова А.Ю., Белич А.В., Иванова Л.Х. Разработка технологического процесса литья отливки «корпус насоса» из высокохромистого чугуна	80
Камель Г.И., Кириченко Н.А. Особенности сварки литого стального корпуса со втулкой из монель-металла, полученного центробежным литьем	81
Слынько Г.И., Слынько А.Г. Влияние скорости кристаллизации на структуру фосфористых чугунов.....	83
Белый А.П. Экспериментальное исследование процесса затвердевания прокатных валков с теплоизоляцией наружной поверхности бочки.....	85

СЕКЦІЯ «КОЛЬОРОВІ СПЛАВИ»

Глотка О.А., Коваль А.О., Грешта В.Л. Оцінка розподілу вольфраму в розроблених стопах на нікелевій та залізній основах....	86
Сергієнко О.С. Підвищення якості титанових виливків шляхом видалення ливарних дефектів	89
Ольшанецький В.С., Степанова Л.П., Семічева К.С. Вплив мікролегувальної добавки ренію на ефективну енергію активації міграції меж зерен у нікелі та залізі з високочистими основами.....	91
Самойлов Ю.В., Цивірко Е.І., Самойлов В.С. Взаємозв'язок поверхневого натягу, структури і механічних властивостей на прикладі нікелю і сплавів на його основі.....	94
Виниченко В.С., Перепелкина М.Н. Механизм повышения пластичности металлокерамических вольфрамовых сплавов при деформации	98
Шаломеев В.А., Цивирко Э.И., Лысенко Н.А., Лукинов В.В. Влияние серебра на структуру и свойства магниевого сплава мЛ5	100
Ключихин В.В., Дубров Г.Л., Наумик В.В. Технология получения брикетированных модификаторов.....	102
Зеленюк А.Н., Елькин А.В., Наумик В.В., Пархоменко А.В. Получение качественных слитков из технологического возврата никелевого сплава ВЖЛ12Э-ВИ.....	104
Гнатенко О.В., Гайдук С.В., Наумик В.В. Разработка оптимального состава экономнолегированного жаропрочного никелевого сплава с повышенной фазовой стабильностью	106
Калинина Н.Е., Калиновская А.Е., Калинин В.Т., Дудников А.С. Наномодифицирование литейных жаропрочных никелевых сплавов	108
Гресс О.В. Дослідження впливу електричного струму різної полярності та скважності на макроструктуру алюмінієвого злитка .	110
Гайдук С.В., Гнатенко О.В., Андриенко А.Г., Наумик В.В. Структурные превращения жаропрочных никелевых сплавов в условиях ползучести	112
Кононов В.В., Гнатенко О.В., Гайдук С.В., Наумик В.В. Состав коррозионностойкого защитного покрытия и способ его нанесения на отливки из жаропрочных никелевых сплавов.....	114
Доценко Ю.В., Селівьорстов В.Ю. Использование комбинированного воздействия на кристаллизацию сплава системы Al-Si.....	116

СЕКЦІЯ «СТАЛІ І ЧАВУНИ»

УДК 669.18

Лунев В.В.

д-р техн. наук, профессор ЗНТУ

ПРИРОДА НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ И СВОЙСТВА МЕТАЛЛА

Неметаллические включения всегда были и на сегодняшний день остаются предметом многочисленных исследований и дискуссий. Принято считать, что неметаллические включения (НВ) являются одним из главных показателей качества металла, качества готовой продукции. Этому вопросу, а именно степени загрязненности металла НВ всегда уделяется большое внимание.

В настоящее время, особенно за рубежом, широко применяется количественная компьютерная металлография, с помощью которой оценивается степень загрязненности металла НВ. При этом определяются все типы включений, их размеры, в том числе и дисперсные частицы (до 1 мкм), учитывается форма и распределение включений в структуре металла. Однако, во многих случаях, обширная и весьма детальная информация недостаточна для оценки качества металла и нередко противоречит устоявшейся общепринятой точки зрения относительно зависимости свойств стали от количества включений.

Совершенствуя технологии выплавки и раскисления стали, металлурги практически полностью устранили крупные экзогенные (шлаковые, огнеупорные) включения и получили, так называемую, чистую сталь с весьма незначительным количеством эндогенных включений, но с низкими свойствами.

Зависимость свойств стали от количества и природы (типа, размера и распределения) НВ оказались недостаточной. Также недостаточно таких данных и для управления процессами формирования неметаллических включений.

Современный уровень технологии выплавки и раскисления стали требует более глубоких знаний о природе (химико-минералогическом составе) НВ, их генезисе (источнике образования), моменте зарождения и механизме образования. В этом направлении нами проведен целый ряд

работ, в которых показано, что НВ образуются в различные периоды остывания и кристаллизации металла. Показано, что химические процессы раскисления железа являются сложными и многостадийными. Они состоят из многих реакций, протекающих с образованием промежуточных продуктов, которые не укладываются в рамки устоявшихся представлений законов классической термодинамики. Приведены уравнения реакций образования НВ, которые протекают не в одну стадию, как это принято считать, а с образованием промежуточных продуктов низших валентностей.

Многостадийный процесс образования НВ, их трансформация на разных этапах кристаллизации и передела металла, наблюдаются во всех исследованных нами сталях (мартеновская сталь, электросталь, литейные стали), в сером чугунах и ферросплавах. Кроме продуктов реакций раскисления в металле, практически всегда, присутствуют НВ, источниками образования которых являются шлаки, огнеупоры или другие материалы, контактирующие с жидким металлом, и которые, что очень важно, имеют не экзогенное, а эндогенное происхождение. Многие из таких включений образуются в результате диффузионных процессов, протекающих на границе металл – шлак, металл – огнеупор и др.

Ярким примером такого механизма образования являются НВ, формирующиеся в зонах сплавления биметалла, полученного электрошлаковой наплавкой. Характерной особенностью таких включений является то, что в их составе присутствуют элементы исходного (марганец, кремний) и наплавленного (хром, алюминий) металла, а также элементы шлака (кальций). Включения, содержащие кальций, всегда относили к экзогенным – шлаковым частицам.

Зная природу (химико-минералогический состав), а также механизм образования, можно более грамотно прогнозируемо управлять процессами формирования включений, научно обосновано проводить технологические процессы плавки и раскисления металла. Такие данные о природе НВ могут ответить на многие вопросы металлургов, в том числе и на такой вопрос: почему одни и те же включения в одних случаях оказывают положительную, а в других отрицательную роль.

Приведенные данные позволяют сделать вывод о том, что на свойства стали и изделий из нее влияет не столько количество НВ, сколько их «качество», то есть природа и физико-химический состав.

Необходимо понимать, что влияние одних и тех же включений на свойства литого и деформированного металла различно, и связано это с их топографией относительно границ зерен литых кристаллов и деформируемости при прокатке и ковке.

ОЦЕНКА ГЛУБИНЫ ПРОНИКНОВЕНИЯ ДОЛИВАЕМОГО МЕТАЛЛА В ПРИБЫЛЬ ПО СЕРНЫМ ОТПЕЧАТКАМ

Питание усадки сплавов при затвердевании массивных отливок осуществляют, в основном, доливкой перегретого расплава в прибыль. Определить глубину его проникновения в отливку существующими расчетными методами невозможно без адаптации с помощью результатов экспериментальных исследований.

Глубину проникновения доливаемого металла в прибыль отливки из высокопрочного чугуна определяли с помощью хромель-алюмелевых термопар, установленных по высоте прибыли (высотой 500 мм) и отливки, а также по серным отпечаткам, полученным с продольных темплетов.

Установлено влияние двухразовой доливки прибыли на затвердевание осевой зоны прибыли и верхней шейки диаметром 330 мм. Кривые охлаждения, полученные с термопар, установленных на расстоянии 150, 350, 550 мм от зеркала металла прибыли, показали, что двухразовая доливка прибыли через утеплительный слой древесного угля толщиной 80–100 мм на 12 минуте (~52 кг при $t = 1300^{\circ}\text{C}$) и через 35 минут (~82 кг при $t = 1380^{\circ}\text{C}$) привела лишь к кратковременному повышению температуры в верхней части прибыли.

Так, вторая доливка, произведенная немодифицированным чугуном, повысила температуру с 1185°C до 1242°C на расстоянии 150 мм от зеркала металла. Затем в течение 1 мин. произошло снижение температуры на 23°C , и далее металл в этой части отливки охлаждался с прежней скоростью. Ниже по оси на расстоянии 200 мм влияние доливки проявилось на 36 минуте кратковременным повышением температуры на $3\text{--}4^{\circ}\text{C}$. Глубина проникновения доливаемого металла по температурному полю отливки составляет 380–390 мм.

Температура эвтектического превращения модифицированного магнием чугуна повышается по мере разбавления его в прибыли в процессе доливки немодифицированным. Так, температура эвтектического превращения в верхней части прибыли составила 1135°C , нижележащая термопара показала 1125°C , а термопара, установленная в отливке на расстоянии 550 мм от зеркала металла прибыли, показала 1109°C .

Серный отпечаток с продольного темплетта прибыли $\varnothing 330$ мм показал наиболее точное значение глубины проникновения доливае-

мого металла (рис. 1). Также установлено образование зоны сосредоточения усадочных дефектов в отливке на расстоянии 550...820 мм от верхнего торца прибыли.

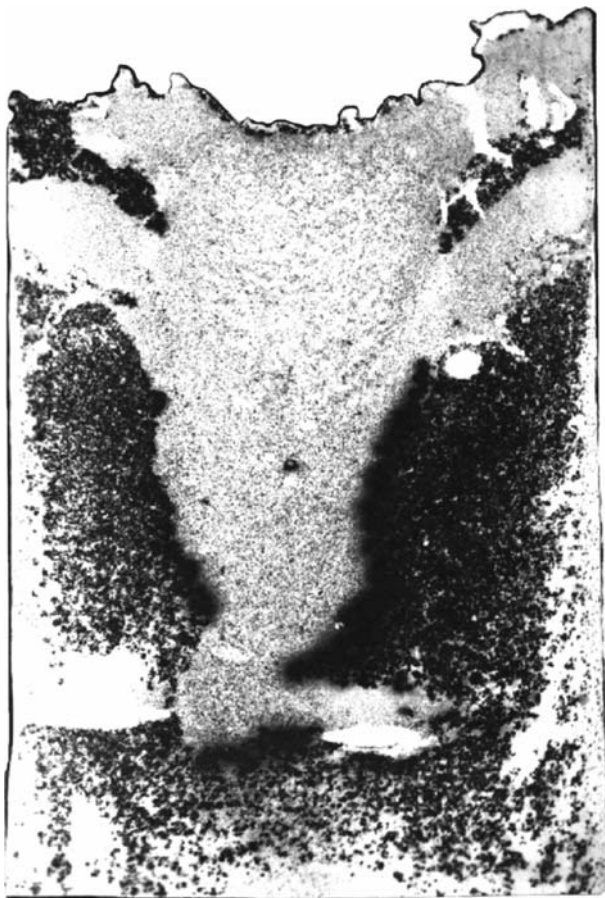


Рис. 1. Серный отпечаток продольного темплета прибыли диаметром 330 мм. Светлые V-образные зоны показывают глубину проникновения 2-х разовой доливки прибыли

Таким образом, при общей высоте отливки 2,9 м и общей продолжительности затвердевания ~3 часа применение доливок, как средства питания усадки, нельзя признать эффективным.

УДК 669.046.586

Белов Б.Ф.¹

Троцан А.И.²

Бродецкий И.Л.³

Кобец В.С.⁴

Крейденко Ф.С.⁵

¹ канд. техн. наук, вед. научн. сотрудник ИПМ НАНУ;

² д-р техн. наук, профессор, зав.отд. ИПМ НАНУ;

³ канд. техн. наук, старш. научн. сот рудник ИПМ НАНУ;

⁴ гл. технолог ООО «Фирма Уникон»;

⁵ канд. хим. наук, научн. сотрудник ИПМ НАНУ.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ РАФИНИРОВОЧНЫХ ШЛАКОВ ПРИ КОВШЕВОЙ ОБРАБОТКЕ СТАЛИ

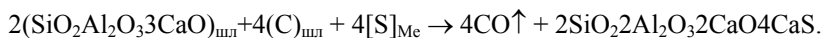
В настоящее время металлургические системы относят к стохастическим, в которых процессы реализуются по вероятностным законам, позволяющим создать последовательный ряд химических реакций, которые описывают отдельные стадии механизма рафинирования, а с помощью балансовых (суммарных) реакций определить расходные коэффициенты присадочных материалов и количество образующихся продуктов рафинирования, в т. ч. примесных элементов – кислорода, серы, фосфора и др. Эффективность процессов рафинирования при внепечной обработке железоуглеродистых расплавов (чугун, сталь) зависит от структурно-химического состояния ковшевых шлаков, образующихся из жидких печных шлаков, которые попадают в стальковш при выпуске металла из плавильного агрегата, и твердых присадочных материалов – твердые шлаковые смеси (ТШС) на основе обожженной извести, а также ферросплавов и лигатур, которые в результате химических реакций с примесными элементами жидкого металла (кислород, сера, фосфор и др.) увеличивают общую массу шлаковой фазы.

Тройная эвтектика стехиометрического состава $3\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$ определяет оптимальный состав ковшевых шлаков для обработки стали. Структурная формула этой эвтектики представляет собой в жидком состоянии центрально-симметричную полигональную ячейку с насыщенными химическими связями ионного типа, исключаяющими реакционную активность шлака. Реакционная способность такого шлака появляется в активированном состоянии за счет его раскисления химически активными элементами – углеродом, кремнием, алюминием и др., которые связывают концевые атомы кислорода в газообразную

(CO, CO₂) или оксидные фазы (SiO₂, Al₂O₃) с образованием свободных ионов кальция и реакционноспособной (активированной) шлаковой фазы, способной адсорбировать шлаковые и неметаллические включения – продукты раскисления, десульфурации и др.

Необходимым условием повышения эффективности процессов десульфурации при внепечной обработке стали является достижение строго заданного химического состава шлаковой смеси (максимальная степень эвтектичности), а достаточным условием – достижение заданной степени структурно-химического разупорядочения (активированное состояние) рафинировочных шлаков при заданной температуре жидкого металла.

Реакция рафинирования при раскислении, например, углеродом, включающая стадию активирования эвтектического шлака и стадию десульфурации жидкого металла, имеет вид:



Реакция дает возможность определить расходные коэффициенты присадочных материалов и сульфидную емкость рафинировочного шлака. Расчеты показывают, что для раскисления 1 кг эвтектического шлака потребуется 0,073 кг углерода, при этом из металлического расплава удаляется 0,17 кг окиси углерода и 0,194 кг серы в виде сульфидов кальция, которые адсорбируются рафинировочным шлаком в количестве 1,1 кг, содержащего 39,8% CaS (17,7% S). Для удаления 0,020% серы удельный расход шлака составляет 1,0 кг/т стали.

Нами был также исследован механизм формирования и оптимизации плавильных и ковшевых шлаков по результатам анализа структурно-химического состояния промежуточных фаз на тройных полигональных диаграммах состояния, построенных во всем интервале концентраций исходных компонентов ПДС-методом. Системным определителем состава для плавильных шлаков являлась ПДС системы FeO-SiO₂-CaO, для ковшевых – ПДС системы CaO-Al₂O₃-SiO₂.

Результаты проведенных исследований показали, что оптимизировать состав плавильного шлака можно за счет пониженной основности ($\leq 2,0$) и с присадками доломита (магнезии) 10–15%, а ковшевого шлака – за счет увеличения содержания глинозема до (15–20)% и присадками синтетических флюсов.

УДК 669.046.564.001

Белов Б.Ф.¹

Троцан А.И.²

Бродецкий И.Л.³

Кобец В.С.⁴

Крейденко Ф.С.⁵

¹ канд. техн. наук, вед. научн. сотрудник ИПМ НАНУ;

² д-р техн. наук, профессор, зав.отд. ИПМ НАНУ;

³ канд. техн. наук, старш. научн. сот рудник ИПМ НАНУ;

⁴ гл. технолог ООО «Фирма Уникон»;

⁵ канд. хим. наук, научн. сотрудник ИПМ НАНУ.

О МЕХАНИЗМЕ ОБРАЗОВАНИЯ ШЛАКОВЫХ И НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ ПРИ РАФИНИРОВАНИИ ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ РАСПЛАВОВ

Проведен системный анализ структурно-химического состояния (СХС-анализ) жидких и твердых сталеплавильных и ковшевых шлаков с помощью полигональных диаграмм состояния, построенных новым графо-аналитическим методом (ПДС-метод). Эти диаграммы являются системными определителями стехиометрического, химического и фазового составов, температур образования и плавления, области гомогенности твердых и жидких растворов, химических реакций образования промежуточных фаз для шлаковых и металлических систем.

Для сталеплавильных шлаков, содержащих силикаты железа, кальция и кальциевоститы, системным определителем является ПДС тройной системы $\text{FeO-SiO}_2\text{-CaO}$. При заданной окисленности плавильных шлаков, содержащих до 30,0% FeO , на тройной диаграмме $\text{FeO-SiO}_2\text{-CaO}$ они располагаются в квазибинарной системе $\text{CaO-FeO}_3\text{SiO}_2$ на базе волластонита $\text{FeO}_2\text{SiO}_2\cdot 2\text{CaO}$ ($23,7/39,5/36,7$; $B^0=0,93$), ранкинита – $\text{FeO}_3\text{SiO}_2\cdot 4\text{CaO}$ ($15,1/37,8/47,1$; $B^0=1,24$) белита – $\text{FeO}_2\text{SiO}_2\cdot 4\text{CaO}$ ($17,3/28,8/53,8$; $B^0=1,87$) и алита – $2\text{FeOSiO}_2\cdot 4\text{CaO}$ ($33,7/14,0/52,3$; $B^0=3,73$). Максимальной жидкоподвижностью обладают шлаки эвтектического состава на базе ранкинита, для высокой основности оптимальный состав шлаков отвечает $\text{FeO}_2\text{SiO}_2\cdot 4\text{CaO}$ на базе белита.

Для ковшевых шлаков, которые формируются за счет попутного плавильного шлака и присадочных материалов, системным определителем является ПДС тройной системы $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$, включающая квазибинарную линейную систему $3\text{CaO}_2\text{Al}_2\text{O}_3\text{-3CaO}_2\text{SiO}_2$. Линейная система состоит из трех эвтектических фаз: высокоглиноземистая

(Э₁) – $4\text{CaO} \cdot 2\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$ (45,9/41,8/12,3; $B^0=4,6$), среднеглиноземистая (Э₅) – $3\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$ (50,9/30,9/18,2; $B^0=2,8$) и низкоглиноземистая (Э₄) – $6\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 3\text{SiO}_2$ (54,4/16,5/29,1; $B^0=1,87$). Оптимальный состав ковшевых рафинировочных шлаков, содержащих до 20,0% глинозема, отвечает составу низкоглиноземистой эвтектики.

Проведен стохастический анализ (СТС-анализ) механизмов шлакообразования и рафинирования при обработке железоуглеродистых расплавов присадочными материалами с помощью балансовых уравнений структурно-химических реакций. Расчеты показали, что присадочные материалы для ковшевой обработки стали в количестве 2,64 кг/т шлакообразующих и 10,2 кг/т ферросплавов формируют рафинировочный шлак в количестве 3,2 кг/т, содержащий (масс.%) $28,2\text{SiO}_2 + 16,0\text{Al}_2\text{O}_3 + 42,2\text{CaO} + 13,6\text{CaS}$ с основностью $B^0=1,5$ и адсорбционной емкостью (масс.%) $6,0A_s + 13,2\text{SiO}_2 + 16,0\text{Al}_2\text{O}_3 + 24,6\text{CaO} + 13,6\text{CaS}$. Металлический расплав, без учета химического состава полупродукта, содержит (масс.%): 0,05 C + 0,15 Si + 0,44 Mn + 0,03 Al, масса которого увеличивается на 3,3 кг/т Fe, уменьшается на 0,46 кг/т $[\text{O}]_{\text{Me}}$ (0,046%) и 0,192 кг/т $[\text{S}]_{\text{Me}}$ (0,019%). Присадка ферросплавов (ФС65, ФА30) формирует в количестве 0,93 кг/т заданный тип силлиманит-кварцитовых неметаллических включений стехиометрического состава $7\text{SiO}_2 \cdot 5\text{Al}_2\text{O}_3$, которые адсорбируются активированным шлаком с образованием покровного шлака в ковше.

Существующие способы «отсечки» конвертерного попутного шлака при выпуске полупродукта в стальковш гарантируют расход шлака не более 5,5 кг/т при общей массе покровного ковшевого шлака не более 15,0 кг/т (ТИ 230-С451-2000). В связи с этим приведенные расчетные данные о расходных коэффициентах необходимо увеличить в 3 раза. При расходе 5,0 кг/т попутного плавильного шлака образуется 10,0 кг/т покровного шлака в ковше после присадок 1,5 кг/т ТШС (CaO) против 3–5 кг/т на серийных плавках с плавиковым шпатом (CaF_2).

Расчеты по балансовой реакции рафинирования жидкого металла и модифицирования неметаллических включений показали, что состав покровного шлака в ковше сохраняется при увеличении его массы в два раза и снижения адсорбционной емкости по сере в 1,5 раза при ее удалении в количестве 0,6 кг/т.

УДК 669.187.56

Калинин Н.А.¹

Билоник И.М.²

¹ инженер, ЗНТУ;

² канд. техн. наук, доцент ЗНТУ.

РАФИНИРОВАНИЕ СТАЛИ Х12М ПРИ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОЙ ВЫПЛАВКЕ ПОРОШКОВЫМ ЭЛЕКТРОДОМ

Качество и эксплуатационные свойства литой электрошлаковой стали существенно зависят от степени рафинирования (содержание и размеры неметаллических включений, серы и фосфора) [1].

Целью данной работы является исследование содержания неметаллических включений в стали Х12М полученной методом электрошлаковой выплавки порошковым электродом (ЭШВ ПЭ).

Неметаллические включения при ЭШВ ПЭ поступают в металлическую ванну из оболочки расходуемого электрода и ферросплавной шихты. Причем, если механизм рафинирования плавящейся электродной оболочки практически такой же, как и при плавлении электрода сплошного сечения, то рафинирование ферросплавной шихты необходимо исследовать дополнительно.

Прежде всего, следует отметить, что неметаллические включения, находящиеся в ферросплавах, гораздо крупнее, чем в катаном металле электрода [2], что способствует лучшей флотации включений из металлического расплава и последующему переходу неметаллических включений в шлаковую ванну.

В результате исследований электрошлакового рафинирования порошка феррохрома ФХ800 (плавка с нерасходуемым вольфрамовым электродом, флюс АНФ-6, кристаллизатор диаметром 55 мм), установлено значительное уменьшение содержания и размера неметаллических включений. В феррохроме после ЭШП отмечено снижение объемной доли включений с 0,197 (исходный феррохром) до 0,011. Кроме того, преобладают по количеству включения с размерами от 2 до 4 мкм, тогда как в обычном феррохроме большинство составляют включения от 16 до 128 мкм.

Для сравнительных исследований эффективности рафинирования стали Х12М, полученной электрошлаковой выплавкой с использованием порошкового электрода, выплавлены опытные отливки диаметром 80 мм методом ЭШВ сплошным электродом и ЭШВ ПЭ. Порошковый электрод состоит из металлической П-образной оболочки (сталь 08кп) и ферросплавной шихты (феррохром 87–91%, ферросилиций 2–3%, ферромарганец 1–2%, феррованадий 3–6%, ферромolibден

2–3%) с соотношением металлической и ферросплавной составляющих 3:1. В качестве сплошного электрода использовали сортовой прокат стали Х12М диаметром 50 мм.

Химический состав отливок, полученных по обоим вариантам выплавки, соответствует требованиям ГОСТ 5950-73 для стали Х12М. Макроструктура литого металла плотная, однородная; дефекты ликвационного и усадочного характера отсутствуют; направленность роста столбчатых кристаллов – радиально-осевая.

В результате металлографических исследований загрязненности электрошлаковой стали Х12М определили объемное содержание оксидных, сульфидных и нитридных включений в зависимости от способа получения (см. табл.).

Способ получения	Содержание неметаллических включений, $\times 10^{-3}$, объемный процент			
	оксиды	сульфиды	нитриды	всего
ЭШВ	14,7...15,7	8,8...9,4	5,9...6,2	29,4...31,4
ЭШВ ПЭ	11,8...13,3	7,1...7,9	5,6...6,0	24,5...27,2

Установлено, что в стали полученной ЭШВ ПЭ содержание оксидных включений снизилось на 15–20% по сравнению с ЭШВ. Также уменьшилось количество сульфидных включений. Содержание нитридов практически одинаково и не зависит от способа выплавки. Оксидные включения в стали Х12М являются преимущественными (объемный процент оксидных включений составляет $\sim 50\%$). Поэтому сравнительная оценка влияния способа выплавки на размер неметаллических включений была проведена именно для этой группы. Определено, что в полученных отливках размер оксидных включений изменяется в пределах от 2 до 6 мкм. Однако, в стали полученной ЭШВ ПЭ оксидные включения более мелкие (2–4 мкм).

Таким образом, применение порошкового электрода при ЭШВ способствует улучшению рафинирования и эффективному снижению неметаллических включений в выплавляемом металле.

Список литературы

1. Электрошлаковый металл / Б.И. Медовар, Л.М. Ступак, Г.А. Бойко и др. [ред. Б.Е. Патон, Б.И. Медовар]. – К.: Наук. думка, 1981. – 680 с.
2. Лунев, В. В. Неметаллические включения в сталях, чугунах и ферросплавах / В.В.Лунев, В.П.Пирожкова, С.Г.Грищенко. – Запорожье: Днепровский металлург, 2006. – 384 с.

УДК 539. 669.21

Titova E.S.¹

Bjalik G.A.²

Samoilov V.E.³

¹ Chief engineer, ISI NASU;

² PhD, associate professor, ZNTU;

³ PhD, associate professor, ZNTU.

CHOOSING EFFECTIVE NANOPARTICLES TO NANOSTRUCTURING COPPER MELT

Steel-reinforced copper alloy billets are promising materials for the manufacture of electrical industry, since they combine high electrical conductivity characteristic of a matrix of pure copper, with high strength steel component. One of the most effective ways to deal with the problem of improving the strength properties of copper with no appreciable decrease in its electrical conductivity is further hardening of the copper matrix reinforced with cast copper billets by additives nanoparticles.

The purpose of this paper is to find effective nanoparticles-modifier to harden the surface layer of copper bimetal.

For achievement of an object in view researches on approbation as modifiers nanoparticles refractory compounds (TiCN, SiC and B₄C), and also nanoparticles copper and aluminum are executed. It is made the electron-diffraction analysis of morphology and structure entered nanoparticles. Experimentally the method of a laying drop certain values of a regional corner of wetting by nanomodify copper melt corundum substrates in an atmosphere of argon, and also a regional corner of wetting by copper melt of steel.

As an evaluation criterion of the effectiveness of hardening copper considered the degree of dispersion of the microstructure and micro hardness of the cast composites. Earlier we have established [2], that modifying by nanoparticles TiCN provides 5–10 multiple crushing of a microstructure of a copper matrix and increase in micro-hardness in 2–3 times. For a quantitative estimation of a degree of hardening of copper counted an increment of a limit of fluidity at its hardening nanoparticles [3]:

$$\sigma_h = G b/R,$$

where G – the module of shift ($G_{Cu} = 48000$ MPa); b – vector Burgess's, ($b_{Cu} = 2,56 \cdot 10^{-9}$); R – distance between nanoparticles, m.

According to the received results of calculations for achievement of an increment hardening characteristics of properties of copper from

1,2 MPa up to 1228,9 MPa the distance between nanoparticles should make from 10^{-5} up to 10^{-7} m that assumes presence of significant number nanoparticles in a copper matrix. Corresponding calculation which results testify to decrease electrical conductivity copper of all on 0,79% (at the maximal contents nanoparticles, providing theoretically maximal increase in durability is made for quality standard of the contribution in electrical conductivity shares entered nanoparticles), that cannot in an essential measure be reflected in current-carrying properties of copper.

Considering the important role of the physical and chemical processes occurring in a zone of contact copper melt with a steel insert, in maintenance of their strong coupling, the superficial phenomena on border of section liquid metal – a solid body are considered. One of conditions of durability of coupling (welding) copper melt with a solid steel insert is good wetting by liquid metal of a solid body appreciably defined by a regional corner of wetting. Results of experimental definition of a regional corner of wetting by melt copper of corundum substrates show that the introduction of nanoparticles Cu, Al, TiCN, B₄C, SiC has resulted in, respectively, to obtain the following values of contact angle: 124,2; 107,1; 113,0; 90,0; 84,5°. (The regional corner of wetting during formation steel-copper composite has made 96°).

At a choice of modifiers in maintenance of reliable coupling copper melt with a steel insert the greatest efficiency, from among tested, have shown carbide boron and silicon). Thus input in copper melt the last provides not only good wetting of a steel insert, but also the highest, among investigated, parameters of micro hardness of the copper matrix, exceeding in 3–8 time micro hardness of the copper which has been not subjected nanomodify. Being based on the received results, nanoparticles of carbide boron and silicon it is possible to examine as perspective nanomodificators for processing copper melt.

References

1. Titova E.S. Processing copper melt refractory nanoparticles // Abstracts. The Second International Competition of scientific papers in nanotechnology for young researchers. – M.: 2008. P.374–376.
2. Titova E.S., Bjalik G.A., Titova T.M. Concept of development of technology of reception cast steel-copper billets with nanoparticles addition // Abstracts. The Second International Competition of scientific papers in nanotechnology for young researchers. M.: 2009.– P.467–469.
3. Proxazka J.F. Ways of increasing the yield strength of metals and alloys / Metallography science and heat treatment of metals. – 1973. – № 10. – P. 65–72.

Титова Т.М.¹

Полетаев В.П.²

Бешкенадзе М.С.³

¹ канд. техн. наук, доцент ДГТУ;

² канд. техн. наук, доцент ДГТУ;

³ студент ДГТУ.

РОЛЬ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ В СТАЛИ

Неметаллические включения (НВ) в стали – предмет всестороннего и детального изучения нескольких поколений ученых и специалистов. Актуальность непрекращающегося интереса к НВ исследователей обусловлена известной их ролью в решении проблемы обеспечения качества конечной металлопродукции. При этом существенное значение имеет количество, величина, морфология, расположение НВ по отношению к структурным составляющим стали, обусловленные моментом и механизмом их образования в жидком, затвердевающем и твердом состояниях в литом и деформированном металле и тесно связанные с тепломассопереносом, гидродинамикой движения жидкого расплава и процессами структурообразования. Развитие и совершенствование современных технологий получения металлопродукции на качественно новом уровне предполагают разработку методов управления НВ, как преднамеренно и случайно внесенных, так и образующихся в расплаве или выделяющихся в твердом металле, инициируемых соответствующей термообработкой.

Анализ состояния разработки проблемы свидетельствует о достаточно тщательной и глубокой степени ее проработки, в том числе с привлечением современных приборов, расширивших возможность анализа микромира в нанометровом диапазоне. Результатом таких исследований явилось создание фундаментальной научной базы и теоретических основ процессов кристаллизации стали, формирования НВ и их классификации и т. д. При этом продолжается изучение как положительного влияния НВ, проявляющегося, например, в модифицировании микроструктуры стали, так и негативного воздействия НВ, к примеру, как концентраторов напряжений в металле. Установление общих закономерностей и частных особенностей формирования НВ в стали обусловили появление в арсенале металлургов и литейщиков известного комплекса средств, обеспечивающих контроль процессов образования и эволюции всех типов НВ. Это, прежде всего, соответствующая подготовка шихтовых материалов и огнеупоров, управление

ходом ведения плавки, нацеленного на уменьшение в расплаве остаточного содержания примесей, принятых относить к вредным (сера, кислород, фосфор и др.), оптимизация режимов внепечной и ковшевой обработки расплава, микролегирование и модифицирование стали в предкристаллизационный период, осуществляемые в изложнице, промковше и кристаллизаторе, использование внешних воздействий на затвердевающий расплав (газоимпульсное, электромагнитное перемешивание и пр.), применение различных видов термдеформационной обработки и др.

Цель работы состояла в рассмотрении двойной роли НВ в стали и поиске эффективных средств управления их поведением. При этом исследуемые НВ были условно разделены по размерному признаку на две группы: мелкодисперсные (наноуровневого диапазона) и остальные. Методика проведения работы предполагала изучение теоретических аспектов проблемы, исследование микроструктуры среднеуглеродистой и низколегированной стали и НВ в слитках, отливках и непрерывнолитых заготовках, полученных в промышленных условиях и подвергнутых различным видам обработки, а также с преднамеренным вводом НВ.

Особое внимание обращено на роль мелкодисперсных НВ в процессе формирования микроструктуры стали в жидком и твердом состояниях. Показано, что влияние мелкодисперсных НВ на формирование первичной и вторичной микроструктуры стали обусловлено их взаимодействием в жидком металлическом расплаве с кластерами, а также действием в качестве зародышей кристаллизации и ингибиторов роста первичных кристаллов. Действие же НВ в твердом металле связано с взаимодействием их с дислокациями, вакансиями, участием в процессах рекристаллизации, воздействием на вторичную микроструктуру стали. Выполнен сопоставительный анализ влияния различных способов физико-химического воздействия при раздельном и совместном их использовании (вибрация, модифицирование присадками модификаторов 1-го и 2-го рода, наноструктурирование, принудительное перемешивание основного расплава струей доливаемого, термдеформационная обработка металла) на структурообразование стали, морфологию, количество и распределение неметаллических фаз. Рассмотрены условия образования крупных НВ и их скоплений и негативное их влияние на комплекс физико-механических, технологических и эксплуатационных свойств металла. Рекомендации по использованию тех или иных способов воздействия на поведение крупных НВ в стали определяются назначением конкретной конечной металлопродукции, а также технологическими и экономическими возможностями производителей.

УДК 621.774.35

Губенко С.И.¹

Беспалько В.Н.²

Жиленкова Е. В.³

¹ д-р техн. наук, профессор НМетАУ;

² канд. техн. наук, доцент НМетАУ;

³ соискатель, ст. лаборант НМетАУ.

ТЕРМОГРАВИМЕТРИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ БОРИДНЫХ ВКЛЮЧЕНИЙ В ВЫСОКОХРОМИСТОЙ СТАЛИ

Боридные включения являются неотъемлемой частью структуры сталей с добавлением бора. Современные конструкции подвержены сложным режимам эксплуатации, характеризуемым широким интервалом температурно-барометрических параметров, а также воздействием окружающей агрессивной среды. Свойства стали в таких условиях существенно зависят от структурного состояния, в том числе от природы, количества и распределения неметаллических включений, а также фазовых превращений в самих включениях.

Целью работы было исследование и уточнение температурных интервалов фазовых превращений и природы боридных фаз стали 04X14T3P1Ф, применяемой в атомной энергетике.

Исследования с применением металлографического и рентгеноструктурного методов установили наличие в стали 04X14T3P1Ф боридов $(\text{Ti,Fe,V})_2\text{B}$, $(\text{Fe,Cr})_2\text{B}$, $(\text{Ti,Fe,Cr})_2\text{B}$. Для изучения фазовых превращений, происходящих при нагреве высокохромистой стали с бором, применяли метод дифференциальной термографии. Кривые термогравиметрического анализа (TG, DTG и DTA) были получены с помощью дериватографа. Кривая TG характеризует изменение массы образца при нагреве, кривая DTG – скорость изменения массы образца при нагреве, кривая DTA – изменение величины теплового эффекта процесса. Одновременное измерение массы и энтальпии позволяет полнее анализировать происходящие превращения в боридных включениях.

Термогравиметрические исследования проводили на образцах, отобранных от исходной заготовки, масса навески составляла 1,020 г.

Анализ хода кривых TG показал, что при нагреве масса образца не изменялась в интервале температур 25–400°C. Однако, дальнейшее повышение температуры в интервале 400–900°C приводило к потере массы образца на 1,5% (потеря веса составляла 16 мг). Значительный прирост массы образца, наблюдали при температурах выше 900°C.

Анализ кривых DTG показал, что в интервале температур 400–550°C величина скорости изменения массы образца во времени зависит от температуры (табл.). Это свидетельствует о прохождении превращений в исследуемом сплаве. В интервале температур 400–450°C наблюдали уменьшение скорости изменения массы образца; при температурах 450–500–550°C происходило увеличение скорости изменения массы образца с разной интенсивностью.

Таблица – Интервалы температур, определяющие характер скорости изменения массы образца при нагреве

Интервал температур, °C	№ участка	Характеристика участка
25–400	I	Постоянная скорость изменения массы образца при низких температурах
400–450	II	Уменьшение скорости изменения массы образца
450–500–550	III	Увеличение скорости изменения массы образца
550–810–900	IV	Постоянная скорость изменения массы образца при высоких температурах
900–950	V	Увеличение скорости изменения массы образца при высоких температурах
выше 950	VI	Постоянная скорость изменения массы образца при высоких температурах

При анализе кривых DTA установлено изменение величины теплового эффекта в интервалах температур 300–350°C, 350–470°C, 500–600°C и выше 900°C. Резкое изменение хода кривых DTA в интервале температур 400–550°C и при температуре 900°C свидетельствует о наличии фазовых превращений в исследуемой стали. Поскольку исследуемая сталь во всем изучаемом интервале температур находится в ферритном состоянии перегибы на кривых, очевидно, обусловлены превращениями в боридных фазах.

Таким образом, изучение кривых термогравиметрического анализа свидетельствуют о возможности фазовых и структурных превращений в боридных фазах стали 04X14T3P1Ф.

УДК 620.1:66.017:669.14

Губенко С.И.¹

Мовчан А.В.²

Бачурин А.П.³

Черноиваненко Е.А.⁴

¹ д-р техн. наук, профессор НМетАУ;

² канд. техн. наук;

³ канд. техн. наук, доцент НМетАУ;

⁴ аспирант НМетАУ.

МОРФОЛОГИЯ КАРБИДНЫХ ВКЛЮЧЕНИЙ В БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЯХ, ПОЛУЧЕННЫХ В РЕЗУЛЬТАТЕ КОМПЛЕКСНОЙ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Исследовали морфологию карбидной фазы в стали Р18 после комплексной химико-термической обработки (обезуглероживание + науглероживание). Установлено, что в приповерхностном слое формируются естественные композитные структуры, в которых карбиды стержневой формы ориентированы вдоль диффузионного потока атомов углерода (рис. 1).

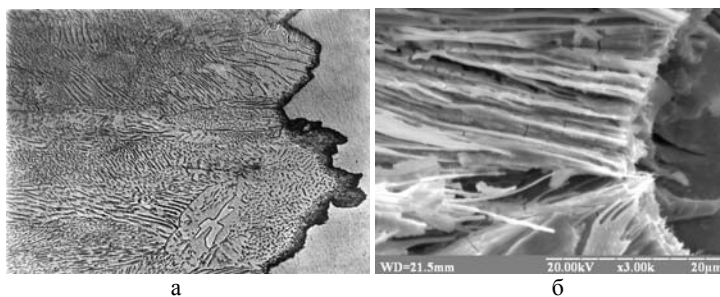


Рис. 1. Структура приповерхностного слоя стали Р18 после комплексной ХТО: а – $\times 500$, б – $\times 3000$, РЭМ

Важным критерием стационарного роста карбидных фаз стержневой морфологии является объемное соотношение фаз. Для расчетов выделили элементы объема материала, в которых карбидная фаза имеет стержневую (рис. 2а) и глобулярную (рис. 2б) морфологию. В ре-

зультате получены параметры карбидной фазы, определяющие трансформацию глобулярной морфологии в стержневую.

Пусть объемная доля карбидной фазы равна f . Объем карбидной фазы при этом равен:

$$V_K = f \cdot a^3.$$

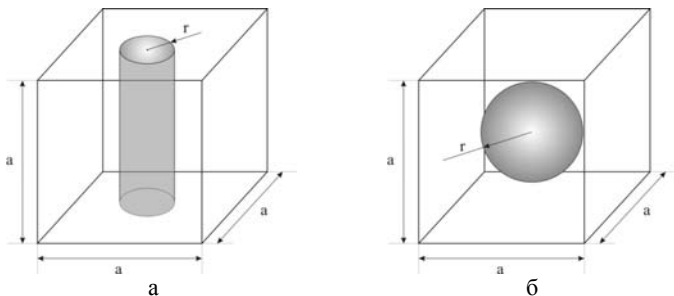


Рис. 2. Схема карбидной фазы; а – стержневая морфология, б – глобулярная морфология

Для стержневой морфологии:

$$V_K^{\text{стерж}} = f \cdot a^3 = \pi \cdot r^2 \cdot a.$$

Площадь боковой поверхности карбидного стержня:

$$S_K^{\text{стерж}} = 2 \cdot \pi \cdot r \cdot a = 2 \cdot a^2 \cdot \sqrt{f \cdot \pi}.$$

Для глобулярной морфологии:

$$V_K^{\text{глоб}} = f \cdot a^3 = \frac{4}{3} \cdot \pi \cdot r^3.$$

Площадь боковой поверхности карбидной глобули:

$$S_K^{\text{глоб}} = 4 \cdot \pi \cdot r^2 = a^2 \cdot \sqrt[3]{36 \cdot \pi \cdot f^{\frac{2}{3}}}.$$

Объемным критерием трансформации глобулей в стержни является равенство поверхностных энергий ($S_K^{\text{стерж}} = S_K^{\text{глоб}}$):

$$2 \cdot a^2 \cdot (\pi \cdot f)^{\frac{1}{2}} = a^2 \cdot (36 \cdot \pi)^{\frac{1}{3}} \cdot f^{\frac{2}{3}},$$

$$f = \frac{4}{81} \cdot \pi = 0,16.$$

Установлено, что с увеличением объемной доли карбидной фазы, более энергетически выгодной становится стержневая морфология и при достижении 16% происходит трансформация глобулярной морфологии в стержневую.

УДК 621.74.043

Жижкина Н. А.¹

Гутько Ю. И.²

¹ канд. техн. наук, доцент ВНУ им. В. Даля;

² д-р техн. наук, профессор, зав. каф. «П и ХЛ», ВНУ им. В. Даля.

ВЛИЯНИЕ ЦЕНТРОБЕЖНОГО ЛИТЬЯ НА СТЕПЕНЬ ОЧИЩЕНИЯ ВАЛКОВЫХ РАСПЛАВОВ ОТ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ

Повышение конкурентоспособности металлопродукции неразрывно связано с совершенствованием используемого прокатного оснащения, к числу которого следует отнести валки. Повышение их эксплуатационных характеристик достигается за счет использования новых многокомпонентных материалов, что значительно затрудняет процесс литья и содействует образованию в расплаве неметаллических включений. Такие включения способствуют формированию не только нежелательных несплошностей и дефектов в теле отливки, но и неоднородностей структуры и напряженного состояния вала, что значительно снижает уровень его эксплуатационных свойств.

Процесс формирования валковой отливки из различных сложнелегированных расплавов состоит из достаточно большого количества технологических этапов, в ходе которых неметаллические включения могут вноситься механическим путем из шихтовых материалов и различных легирующих и модифицирующих добавок, при соприкосновении с литейной формой, огнеупорными покрытиями плавильных агрегатов, разливочных ковшей и других элементов оснастки. С другой стороны, неметаллические включения могут образовываться непосредственно в валковом расплаве в результате сложных физико-химических процессов, происходящих при его выплавке и кристаллизации, и насыщения газами вследствие взаимодействия горячего металла с атмосферой.

Анализ публикаций [2–4], касающихся валкового производства, показал, что в таких изделиях встречаются неметаллические включения размером от долей до десятков мкм. Основными типами таких включений являются оксиды, сульфиды, силикаты, фосфиды и нитриды, состав и строение которых зависит от содержащихся в расплаве химических компонентов. Основными методами по предотвращению и очищению валкового расплава от них являются: контроль качества подготовки печного оборудования, литейной оснастки и исходных материалов, тщательная термическая обработка шихты, дуплекс-

процесс при плавлении, гидродинамическое воздействие на горячий металл, вакуумирование, продувка газами, рафинирование и другие.

Вместе с тем, очищение горячего металла от неметаллических включений возможно и на этапе заливки валковой формы. Применение центробежного метода для литья валков способствует очищению их расплавов от нежелательных примесей. Установлено, что при таком литье, по сравнению со стационарным методом, вращение увеличивает выталкивающие силы, действующие на погруженные в жидком металле включения. Под действием центробежных сил неметаллические включения, характеризующиеся меньшим удельным весом по сравнению с жидким металлом, быстрее продвигаются вверх и всплывают в прибыльную часть отливки, которая удаляется при механической обработке изделия. Результаты работы [3], касающейся сравнения загрязненности рабочей поверхности валков, отлитых стационарным и центробежным методами, показали, что действие сил вращения на металл снижает количество неметаллических включений в 3,97 раза. В образце от центробежнолитого валка частицы характеризуются меньшим размером (на 22%), чем от стационарнолитого.

Однако под действием центробежных сил увеличивается скорость кристаллизации отливки, что препятствует очищению металла от неметаллических включений. Вместе с тем, для повышения эффективности процесса снижения загрязненности валковых расплавов неметаллическими включениями необходимо разработать специальные методы очистки. Поэтому исследовательская работа в этом направлении продолжается.

Список литературы

1. Богомолова Н. А. Практическая металлография : [учеб. для учеников проф.-техн. учеб. завед.] / Н. А. Богомолова. — М.: Высшая школа, 1978. — 272 с. — (Профтехобразование. Металлография, металловедение).

2. Будагьянц Н. А. Литые прокатные валки / Н. А. Будагьянц, В. Е. Карский. — М. : Металлургия, 1983. — 175 с.

3. Жижкина Н. А. Центробежное литье как метод очистки металла валков / Н. А. Жижкина // Ресурсозберігаючі технології виробництва та обробки матеріалів у машинобудуванні : зб. наук. пр. — Лу- ганськ: Вид-во СНУ ім. В. Даля, 2009. — С. 262–267.

4. Прокатные валки из высокоуглеродистых сплавов / [Скоб- ло Т. С., Воронов Н. М., Рудюк С. И. и др.]; под ред. Т. С. Скобло. — М. : Металлургия, 1994. — 336 с.

УДК 621.714.3:658.56

Юрковский В.В.¹

Беспалько В.Н.²

Балева Ю.И.³

¹ зам. генерального директора по качеству, ООО «ВНЦ» Трубосталь;

² канд. техн. наук, доцент НМетАУ;

³ соискатель, ст. лаборант НМетАУ.

ВЛИЯНИЕ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ НА КАЧЕСТВО ЦЕНТРОБЕЖНОЛИТЫХ ТРУБ

Для изготовления качественной металлопродукции, в том числе и центробежнолитых труб необходимо контролировать весь комплекс металлургических параметров, начиная от расплавления стали в печи до извлечения готовой трубы из горизонтальной центробежной машины, т. к. они являются неотъемлемой частью технологического процесса, оказывая значительное влияние на качество и свойства выпускаемой продукции.

В настоящей работе исследовали качество партии центробежнолитых труб из углеродистой стали St 52.0. Показано, что из 17 труб девять труб были низкого качества и имели трещины на внешней и внутренней поверхности. Для выявления причин низкого качества труб анализировали химический состав всех исследуемых плавок, а также содержание и распределение неметаллических включений в центробежнолитых трубах. Исследованию подвергали трубы промышленных плавок, полученные в электродуговой печи. Химический состав стали St 52.0 соответствовал требованиям DIN 1629. Идентификацию неметаллических включений проводили металлографическим методом в светлом и темном поле, а также поляризованном свете.

Так как образование трещин возможно связано с химической неоднородностью отливок в работе был проведен анализ распределения химических элементов с помощью микроанализатора «SPECTROMAXx». Анализ химического состава показал, что в плавках, из которых отлиты трубы низкого качества, содержание углерода, серы и фосфора было значительно выше. Трещины преимущественно присутствовали в участках, прилегающих к переднему концу центробежно-

литой трубы, где более сильно выражена ликвация углерода и вредных примесей серы и фосфора. В сегрегационных слоях наблюдали повышенное или граничное, а иногда и превышающее допустимое (согласно DIN 1629) значения содержания 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 сульфиды марганца, железа, силикаты и мелкие оксиды. Общее количество неметаллических включений, обычно присутствующих в стали, составило менее 1,0 балла. Отмечено значительное количество экзогенных включений различных размеров. При заливке металла в центробежную машину ЦЛ-117, а так же при кристаллизации стали, наличие вибрации кокиля приводит к появлению дополнительных напряжений в отливке, способствуя образованию, развитию трещин по межфазным границам и по границам зерен феррита. Исследования показали, что макро- и микротрещины образуются на грубых экзогенных включениях округлой формы, расположенных в виде «закрученных» цепочек или отдельных скоплений. Эти включения, располагаясь по границам первичных дендритов, где еще присутствуют прослойки жидкого сплава, могут проникать вглубь отливки. Неметаллические включения играют роль концентраторов напряжений и облегчают образование микротрещин на границе раздела включения – матрица. Дальнейшее развитие трещин облегчается наличием вибрации, возникающей при работе центробежной машины в период кристаллизации металла.

Проведенные исследования показали, что на образование трещин в центробежнолитых трубах из стали St 52.0, влияет химическая и структурная неоднородность, которая возникает при кристаллизации отливок. Не удовлетворительное 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.

УДК 627.771.07

Матвеева М.О. ¹

Дворникова Н.В. ²

Климович Б.В. ³

Климович В.В. ⁴

¹ д-р техн. наук, профессор НМетАУ;

² канд. хим. наук, доцент НМтеАУ;

³ м.н.с. НМетАУ;

⁴ инженер I кат, НМетАУ.

ИССЛЕДОВАНИЕ НИТРИДНЫХ И КАРБЕНИТРИДНЫХ ФАЗ В МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

В настоящей работе разработаны рекомендации по карбонитриднему упрочнению железоуглеродистых сплавов. Была оценена возможность образования соединений титана в присутствии азота, определен формульный состав соединений, изучены свойства этих соединений. В качестве материала для синтеза соединений титана в стали использовали малоуглеродистую сталь Зкп. Химический состав стали, % по массе: С 0,165; N 0,0006; Si 0,07; P 0,010; S 0,027; Mn 0,40; Cr 0,04.

Для моделирования реальных технологических процессов, в сталь Зкп вводили титан в виде губки, углерод – в виде спектрально чистого графита. Синтез азотсодержащих соединений титана в расплаве осуществляли в индукционной высокочастотной печи в алундовых тиглях. После ввода титана и достижения температуры 1650°C 5–10 мин продували расплав чистым газообразным азотом. После продувки сплав охлаждали вместе с печью на воздухе. Скорость охлаждения жидкого расплава составляла 50°C/мин.

По результатам определения химического состава образцов получилась общая картина распределения титана и азота в образующихся фазах. С увеличением общего содержания титана увеличивается общее содержание азота, с увеличением связанного Ti увеличивается соответственно содержание связанного N. По результатам химического анализа обр. 2 можно рассчитать состав образовавшегося нитрида титана, который отвечает $TiN_{0,87}$.

Увеличение содержания связанного титана в обр. 3, 4, 5 можно отнести и за счет образования карбидов титана. Однако увеличение содержания связанного азота свидетельствует о том, что в указанных условиях синтеза происходит межатомное взаимодействие именно между титаном и азотом. В этих образцах содержание общего углерода изменялось в пределах 1,4–2,03%, а отношение связанного титана

к связанному азоту в 3–4 раза меньше, чем в обр. 2. Это позволяет сделать косвенный вывод об образовании карбонитридов титана в расплаве стали при азотировании. Достоверные сведения об образовании в этих условиях карбонитридов титана могут быть получены при сочетании методов химического и фазового анализа (табл. 1).

Таблица 1 – Результаты химического и фазового анализа азотированных образцов металла

№ образца	$\frac{Ti_{обш.}}{Ti_{связ.}}$	$\frac{N_{обш.}}{N_{связ.}}$	Содержание элементов, % масс.					
			<i>C</i>	<i>Mn</i>	<i>Si</i>	<i>S</i>	<i>P</i>	<i>Cr</i>
1	—	0,0083	1,55	0,41	0,10	0,025	0,012	0,055
2	$\frac{0,1010}{0,3800}$	$\frac{0,0245}{0,0435}$	0,04	0,30	0,10	0,039	0,011	0,070
3	$\frac{0,4600}{0,0655}$	$\frac{0,0275}{0,0980}$	1,82	0,43	0,09	0,025	0,013	0,065
4	$\frac{0,5150}{0,6600}$	$\frac{0,0326}{0,1020}$	2,03	0,36	0,11	0,028	0,013	0,050
5	$\frac{1,7600}{2,2900}$	$\frac{0,1280}{0,2000}$	1,40	0,45	0,10	0,039	0,016	0,055

Результаты химического анализа выделенных соединений Ti и расчет предполагаемого состава приведены в табл. 2.

Таблица 2 – Химический состав и структурные характеристики выделенных и синтетических соединений титана

№ образца	Формульный состав	Химический состав, % масс.			Период решетки, нм	
		Ti	C	N	рассчитан по составу	по рентгенографическим исследованиям
2	TiN _{0,87}	79,7	—	20,2	0,4235	—
3	TiC _{0,84} N _{0,07}	40,1	8,46	0,793	0,4317	0,4330
4	TiC _{0,99} N _{0,11}	45,4	11,3	1,44	0,4308	0,4335
5	TiC _{0,93} N _{0,07} Fe _{0,12}	61,6	14,4	1,17	0,4316	—

Установлено, что в выделенных осадках содержится до 10–20% свободного углерода. Также получены данные изменений периода решетки, рассчитанные по химическому составу и на основе рентгеноструктурных исследований.

УДК 621.74.047

Лысенко Т.В.¹

Ясюков В.В.²

Солоненко Л.И.³

Домашин В.М.⁴

¹д-р техн. наук, зав. каф. ТУЛП, профессор ОНПУ;

²канд. техн. наук, доцент ОНП;

³инженер ОНП;

⁴студент ОНПУ.

ПОЛУЧЕНИЕ ЛИТЫХ ВСТАВОК ПРЕСС-ФОРМ ЛПД

Вставки пресс-форм ЛПД выполняются, как правило, механической обработкой проката инструментальных сталей. Стойкость пресс-форм сравнительно низкая, стоимость механической обработки высокая, большое количество их, придя в негодность, отправляется в металлолом. Применяя литейную технологию, важно использовать ее преимущества, а именно: рабочую полость вставки сформировать стержнем из холодноогеливаемой керамики, что позволит повысить геометрическую точность, сохранить на поверхности мелкозернистую структуру, полностью отказаться от механической обработки рельефа [1].

С этой целью необходимо переплавлять лом пресс-форм с минимальным количеством неметаллических включений и газов; организовывать направленную кристаллизацию металла; тщательно рассчитывать параметры литниково-питающей системы при заливке металла в керамизированные формы; кристаллизацию металла провести под избыточным давлением; создать условия, препятствующие обезуглероживанию и окислению рабочих поверхностей отливок.

В работе рассматривается механизм окисления и обезуглероживания поверхностного слоя отливок и предлагаются мероприятия, препятствующие этому явлению.

Проанализировав содержание активной части газовой атмосферы у поверхности отливок, рассчитываются температурные зависимости приращения изобарных потенциалов реакций образования оксидов железа и углерода.

По данным термодинамических расчетов представлен вероятный механизм обезуглероживания поверхности. Установлена связь между образованием оксида железа и окислением углерода при температурах выше 700–750°C, но при отсутствии кислорода в реакционной зоне. Таким образом, окалина, препятствуя поступлению воздуха к поверхности отливки, сама становится вторичной причиной обезуглероживания.

Проведена термодинамическая оценка эффективности газотворных и окисляющихся добавок с расчетом равновесия с двумя газовыми смесями: CO-CO_2 и $\text{CO-CO}_2\text{-CH}_4\text{-H}_2\text{O}$.

Теоретические и экспериментальные результаты позволили разработать технологию получения литых вставок пресс-форм для изделий из сплавов на медной основе (рис. 1–2). Размерная точность отливок находится в пределах 11–12 квалитетов СТ СЭВ 145-75. Шероховатость рабочей поверхности вставок составляет 5 класс ГОСТ 2789-73 ($R_z=20$ мкм).



Рис. 1. Кокиль, вставки, отлитые по разработанной технологии

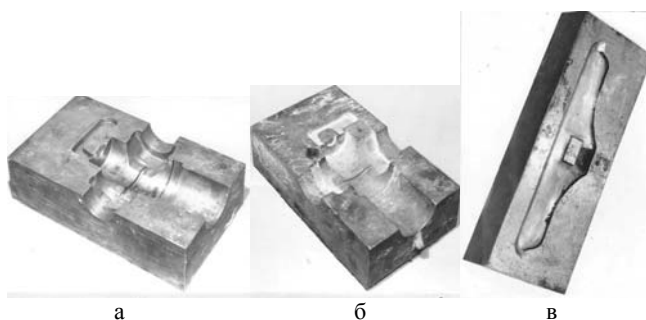


Рис. 2. Модель и вставки пресс-форм, полученные литьем в керамизированные формы: а – модель, б, в, – вставки

Список литературы

1. Оболенцев Ф.Д. Технологические методы повышения эксплуатационной надежности отливок / Новые высокопроизводительные технологические процессы, машины и оборудования в литейном производстве. – Киев, 1983. – С. 82–86.

УДК 621.74

Становский А.Л.¹

Прокопович И.В.²

Духанина М.А.³

¹ д-р техн. наук, профессор, зав каф. ОНПУ;

² канд. техн. наук, доцент ОНПУ;

³ аспирант ОНПУ.

ФИЗИЧЕСКИЙ МЕТОД ОЦЕНКИ ПЛОТНОСТИ ОТЛИВОК

Систематический контроль плотности отливок в целом либо отдельных их участков затруднен из-за ограниченности эффективных методов такого контроля без разрушения отливки. Метод, предложенный в данной работе, заключается в непосредственном измерении электрической емкости конденсатора, между обкладками которого находится фрагмент отливки. Такой подход позволяет обеспечить стабильные геометрические параметры конденсатора и высокую точность измерений.

Емкость плоского конденсатора определяется диэлектрической проницаемостью среды ϵ ; площадь обкладок конденсатора S и расстояние между обкладками конденсатора H_M . Для конкретного конденсатора значения величины S и H_M суть постоянные, и имеет место однозначная зависимость между его емкостью и диэлектрической проницаемостью пространства между его обкладками. Если материал, заполняющий пространство, неоднороден и представляет собой многофазную систему, то значение ϵ будет зависеть от диэлектрической проницаемости всех фаз и процентного (массового) их соотношении.

Если, например, в качестве заполнителя промежутка между пластинами конденсатора рассматривать участок оболочковой формы, суммарная диэлектрическая проницаемость последней будет определяться проницаемостью воздуха, связующей смолы и наполнительного песка (т. е. величинами постоянными в пределах данного эксперимента) и соотношение масс перечисленных компонентов, т. е. в конечном итоге, средней плотностью данного участка формы.

Для тарировки измерительного прибора непосредственно в размерности плотности (кг/м^3) для конкретных смесей и конкретных условий измерения была изготовлена калибровочная установка, которая состояла из конденсатора с параметрами: $S = 0,00282 \text{ м}^2$; $H_M = 0,02 \text{ м}$; моста переменного тока Р589 с точностью измерения емкости до 10^{-15} Ф и жестких соединительных проводов. Обкладки конденсатора съемные, расстояние между ними поддерживалось постоянным с помощью фторопластовой скобы. Формирование, спекание и охлаждение до комнат-

ной температуры образцов производилось непосредственно в обкладках, как части горячего ящика.

Емкость такой установки складывается из входной емкости измерительного прибора $C_{\text{вх}}$, емкости соединительных проводов $C_{\text{пр}}$ и собственно емкости плоского калибровочного конденсатора $C_{\text{к}}$:

$$C_y = C_{\text{вх}} + C_{\text{пр}} + C_{\text{к}}. \quad (1)$$

Значения $C_{\text{вх}}$ и $C_{\text{пр}}$ являются постоянными для конкретного исследования и определяются непосредственным измерением при снятом конденсаторе. Перед проведением вычислений величину $C_{\text{вх}} + C_{\text{пр}}$ вычитали из измеренного значения C_y .

Для построения расчетной номограммы изготовили 20 образцов, плотность которых изменялись от $d_{\text{min}} = 1267 \text{ кг/м}^3$ до $d_{\text{max}} = 1626 \text{ кг/м}^3$.

Обработка полученных данных с учетом конкретных размеров калибровочного конденсатора позволила получить выражение, позволяющее вычислять среднюю плотность исследуемого фрагмента обложечной формы, если известна емкость измеряющего конденсатора C , а также площадь его обкладок и расстояние между ними H_M :

$$d = 93 \cdot 10^{12} C H_M S^{-1} - 774. \quad (2)$$

Достоверность формулы подтверждается практическим совпадением значений C для случаев расчета по формуле (2) при подстановке $d = 0$; $S = 0,00282$; $H_M = 0,02$; расчетом по формуле емкости конденсатора при подстановке диэлектрической проницаемости воздуха $\epsilon_v = 1,00059$ и непосредственным измерением на калибровочной установке при отсутствии между обкладками образца.

Оценку погрешности измерения за счет нарушения конфигурации конденсатора осуществляли отдельно по двум параметрам взаимного расположения обкладок. Процент ошибки при неточности в установке расстояния между обкладками H_M на величину ΔH_M определяли по формуле:

$$\frac{\Delta C}{C} (\%) = \frac{100 \Delta H_M}{H_M + \Delta H_M}, \quad (3)$$

а процент ошибки измерения от взаимной непараллельности обкладок:

$$\frac{\Delta C}{C} (\%) = 100 \left(1 - \int_{-l/2}^{l/2} \frac{dx}{H_M + x \operatorname{tg} \alpha} \right) = 100 \left(1 - \frac{H_M \operatorname{ctg} \alpha}{l} \ln \frac{2H_M + l \operatorname{tg} \alpha}{2H_M - l \operatorname{tg} \alpha} \right), \quad (4)$$

где l – размер обкладки в плоскости перекося; α – угол между обкладками.

Рассчитанные по (3) и (4) погрешности при стандартных допусках на размер H и угол α даже по шестому классу точности не превосходят 2–3%.

УДК 539.214:519.257

Левченко В. И.¹

Кашулэ И. М.²

Носоченко А. О.³

Троцан А. И.⁴

Каверинский В. В.⁵

¹ директор по технологии и качеству, ПАО «МК «Азовсталь»;

² начальник ИТЦ ТУ, ПАО «МК «Азовсталь»;

³ вед. инж. сект. металловедения прокат. отд., ПАО «МК «Азовсталь»;

⁴ д-р техн. наук, профессор, зав. отд. № 46, ИПМ НАНУ;

⁵ вед. инж. отд. № 46, ИПМ НАНУ.

О ВЛИЯНИИ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ НА ОТНОСИТЕЛЬНОЕ СУЖЕНИЕ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ

Статистическими методами проведен анализ влияния технологических параметров на относительное сужение (ψ) рельсовой стали, произведенной на ПАО «МК «Азовсталь» в период с 28.02.2011 по 12.10.2011. Установлено, что ψ имеет статистически значимую корреляцию с температурой самоотпуска ($T_{c.o.}$), скоростью движения рельса ($v_{дв.р-са}$) в закалочной машине (РЗМ), температурой нагрева под закалку (t_n), расходом воды в первой и четвертой секциях. Отмечено влияние содержания кислорода, марганца, хрома, ванадия и углерода.

Влияние $T_{c.o.}$ на ψ рельсовой стали показано на рис. 1, из которого видно, что поднятие $T_{c.o.}$ способствует увеличению ψ , особенно при повышении ее до 520–540°C (прочность и твердость при этом остаются в пределах ТУ). При температурах самоотпуска ниже 460°C средний уровень ψ становится ниже 25%, что является нежелательным.

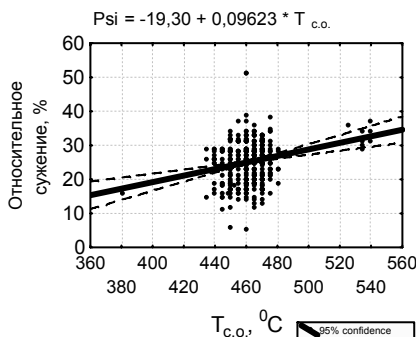


Рис. 1. Влияние температуры самоотпуска на ψ рельсовой стали

Установлено, что на ψ оказывают влияние также $v_{\text{дв.р-са}}$ в РЗМ и отношение $t_{\text{н.}}/v_{\text{дв.р-са}}$. Особенно ярко это влияние проявляется при пониженных температурах самоотпуска (430–450°C), что показано на рис. 2.

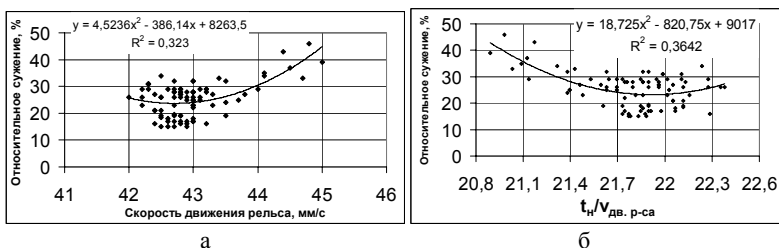


Рис. 2. Влияние скорости движения рельса в РЗМ (а) и отношения температуры закалки к скорости движения рельса (б) на ψ

Результаты исследования свидетельствуют, что для повышения показателя ψ и снижения отсортировки скорость движения рельса в рельсозакалочной машине должна составлять 43,0–45,0 мм/с (желательно не менее 43,55), особенно при пониженных температурах самоотпуска. Отношение $t_{\text{н.}}/v_{\text{дв.р-са}}$ должно находиться в пределах 21,0–21,5, желательно не выше 21,3. При этом температура нагрева под закалку не должна превышать 930°C, и составлять 890–930°C.

Установлены оптимальные содержания химических элементов, положительно сказывающиеся на ψ : сумма содержания углерода и содержания Mn, деленного на 5, должна находиться в пределах 0,95–1,05%; содержание Cr – более 0,04%, особенно при повышенном содержании Mn; содержание Mn в пределах 0,84–0,92%; содержание углерода в пределах 0,78–0,82%; содержание кислорода менее 22 ppm; содержание фосфора не более 0,015%.

На основании статистического анализа получена зависимость относительного сужения от таких факторов, как химический состав и параметры термообработки:

$\psi = 149,84 + 0,0923 \cdot t_{\text{с.о.}} - 2,61 \cdot (t_{\text{н.}}/v_{\text{дв.р}}) - 0,0956 \cdot t_{\text{н.}} + 74,6 \cdot \text{Cr} - 22,65 \cdot \text{Mn} - 6,29 \cdot V$, где Cr, Mn, V – содержания соответствующих элементов, %; $v_{\text{дв.р}}$ – скорость движения рельса в РЗМ, мм/с; $t_{\text{н.}}$ – температура нагрева под закалку, °C; $t_{\text{с.о.}}$ – температура самоотпуска, °C.

Таким образом, основные тенденции снижения отсортировки по относительному сужению сводятся к поднятию температуры самоотпуска, снижению температуры закалки, увеличению скорости движения рельса, повышению содержания Cr при поддержании Mn и V на нижнем уровне.

УДК 621.745.435:62-932.2

Троцан А. И.¹

Каверинский В. В.²

Бродецкий И. Л.³

¹ д-р техн. наук, зав. отделом ИПМ НАНУ;

² ведущий инж. ИПМ НАНУ;

³ канд. тех. наук, старш. научн. сотрудник ИПМ НАНУ.

СНИЖЕНИЕ ЗАГРЯЗНЕННОСТИ СТАЛИ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИМИ ВКЛЮЧЕНИЯМИ ПРИ МОДИФИЦИРОВАНИИ ДИСПЕРСНЫМИ ПОРОШКАМИ

При вводе в железоуглеродистые расплавы дисперсных модификаторов (частиц нитридов тугоплавких элементов) лишь часть из них способна становиться дополнительными центрами кристаллизации. Другие же частицы растворяются полностью или становятся неметаллическими включениями [1], и если первые могут оказывать положительный эффект [2], то действие вторых отрицательное. Поэтому, наряду с задачей повышения количества частиц, образующих дополнительные центры кристаллизации, возникает задача снижения доли частиц, становящихся вредными нитридными выделениями.

С использованием методов математического моделирования, описанных в работах [1, 3], проведен анализ количества частиц (TiN и NbN), вводимых в расплав стали 09Г2ФБ и образующих нитридные включения. В табл. 1 приведены значения доли частиц модификатора, становящихся неметаллическими включениями и максимальный размер таких включений, в зависимости от размера частиц, массы вводимого порошка и температуры расплава при их вводе.

Таблица 1 – Количество и размер нитридных включений, образующихся при вводе в расплав дисперсных порошков TiN и NbN

Размер частиц, мкм	Масса модификатора, кг/т	Температура ввода, °С	Станут неметаллическими включениями, %	Максимальный размер включений, мкм
TiN				
10...20	0,05	1550	47,0	17
10...15	0,05	1550	29,0	11
5...10	0,05	1550	0,024	2
1...5	0,05	1535	0,058	<1
2...3	0,10	1532	3,7	<1
1...2	0,10	1530	<1	1
NbN				
10...15	0,1	1535	29,0	8,2...50,1
1...5	0,25	1530	4,3	0,2...9,8
0,5...3	0,30	1530	2,0	0,1...8,3

Случаи ввода мелких частиц при высоких температурах и крупных при относительно низких в таблице не приведены, так как в первом случае частицы растворяются практически полностью; во втором практически все станут крупными неметаллическими включениями.

Из табл. 1 видно, что доля и размер включений растет с укрупнением частиц модификатора. Из работы [3] следует, что оптимальный размер частиц модификатора для создания достаточного количества центров кристаллизации, не должен превышать 5 мкм, а интервал варьирования размеров (разница между максимальным и минимальным диаметром) составлять не более 1–4 мкм. Таким образом, частицы модификатора более 10 мкм не только малоэффективны, но и загрязняют металл крупными нитридными включениями. Также можно отметить, что доля неметаллических включений может несколько возрасть при увеличении массы модификатора, но это возрастание незначительно, а наблюдающееся при этом увеличение центров кристаллизации и увеличение «времени жизни» частиц [3] полностью нивелируют это обстоятельство. Фракция 5...10 мкм при вводе при температуре 1550°C с расходом 0,05 кг/т, несмотря на малую долю частиц, превращающихся в неметаллические включения, образует недостаточное число центров кристаллизации [3]. Увеличение расхода и снижение температуры ввода повышает долю неметаллических включений.

Таким образом, для повышения эффективности модифицирования и снижения доли частиц, образующих крупные нитридные выделения, следует избегать ввода тугоплавких частиц крупнее 10 мкм. Оптимальный размер частиц не должен превышать 5 мкм при варьировании их размеров не более 1–4 мкм. В этом случае при расходе модификатора ~0,1 кг/т для TiN и ~0,3 кг/т для NbN возникает максимальное количество дополнительных центров кристаллизации при минимальном количестве и размере образуемых неметаллических включений.

Список литературы

1. Троцан А.И. Анализ распределения вводимых в жидкий металл дисперсных частиц модификатора по типу их действия в расплаве / А. И. Троцан, В. В. Каверинский, И. Л. Бродецкий // Материалы 8-й Межд. научно-техн. конф. «Тепло и массообменные процессы в металлургических системах». – Мариуполь. – ПГТУ. – 2010. – С.211–215.

2. Бабаскин Ю.З. Структура и свойства литой стали / Ю.З. Бабаскин. – К: Техника, 1981. – 210 с.

3. Троцан А. И. Модифицирование расплава дисперсными частицами с учетом их разброса по размерам /А.И. Троцан, В.В. Каверинский, И.Л. Бродецкий, Я.П. Карликова // Вісник Приазовського державного технічного університету. – Маріуполь, 2011. – вип. 22. – С. 144–150.

УДК 620.178.3:669.187.56

Парахневич Е.Н.¹

Бялик Г.А.²

¹ канд. техн. наук, доцент ЗНТУ;

² канд. техн. наук, доцент ЗНТУ.

УСОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ИСПЫТАНИЙ МЕТАЛЛОВ НА МАЛОЦИКЛОВУЮ УСТАЛОСТЬ

Большинство деталей современных машин и механизмов функционирует в условиях циклических нагрузок. Поэтому кроме обычных показателей статической прочности и пластичности металлических материалов (временное сопротивление разрыву σ_B , предел текучести σ_T , относительное удлинение δ , относительное сужение ψ) необходимо учитывать выносливость – способность сопротивляться усталостному разрушению. Количественным показателем выносливости является предел выносливости σ_{-1} [1].

Наибольшее распространение в настоящее время получил метод испытаний на малоцикловую усталость (МЦУ) с жесткой нагрузкой в условиях чистого изгиба (ГОСТ 25.505-85). Для проведения таких испытаний часто используется испытательная машина ИП-2М конструкции Физико-механического института НАН Украины. При этом применяют стандартный плоский образец. Если на поверхности рабочей зоны образца приготовить металлографический шлиф, можно наблюдать процессы зарождения и распространения трещины. Для этого образец периодически через определенное количество циклов необходимо снимать с машины и изучать под металлографическим микроскопом.

Однако такая методика имеет следующие недостатки:

1) периодичность изучения образца на микроскопе не позволяет с достаточной точностью выявить момент зарождения трещины; 2) многократная переустановка образца может нарушить условия проведения испытаний; 3) существенно возрастает время проведения испытаний. Указанные недостатки могут быть устранены при установке видеоконтрольного устройства для наблюдения за процессом зарождения и распространения трещин непосредственно на испытательную машину ИП-2М.

В Запорожском национальном техническом университете было разработано и установлено на машину ИП-2М специальное видеоконтрольное устройство, предназначенное для наблюдения за процессами зарождения и распространения трещин непосредственно в ходе испытаний на малоцикловую усталость.

Видеоконтрольное устройство (рис. 1) состоит из объектива 1, опак-иллюминатора 2, светодиодного осветителя 3, WEB-камеры 4, соединенной с компьютером 5. Устройство жестко закреплено на станине машины 6 с помощью опорной стойки 7 и горизонтального кронштейна 8. Реечно-кремальерное устройство 9 предназначено для фокусировки видеоконтрольного устройства относительно образца 10.

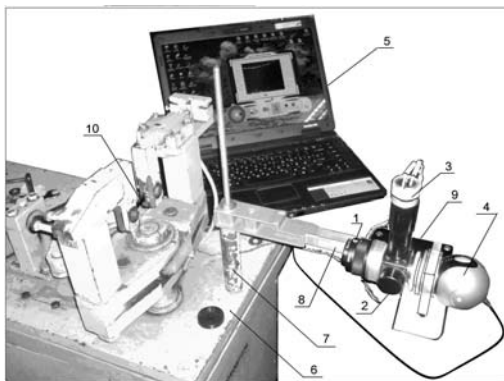


Рис. 1. Видеоконтрольное устройство, установленное на машине для испытаний на малоцикловую усталость ИП-2М: 1 – объектив; 2 – опак-иллюминатор; 3 – светодиодный осветитель; 4 – WEB-камера; 5 – компьютер; 6 – станина установки ИП-2М; 7 – опорная стойка; 8 – горизонтальный кронштейн; 9 – реечно – кремальерное устройство; 10 – образец

Разработанное видеоконтрольное устройство использовали при определении предела выносливости образцов, вырезанных из карданного вала электровоза ЧС-8, восстановленного электрошлаковым методом [2].

Использование видеоконтрольного устройства позволило существенно повысить достоверность и надежность результатов испытаний на малоцикловую усталость.

Список литературы

1. Форрест, П. Усталость металлов [Текст]: пер. с англ. – М.: Машиностроение, 1968. – 352 с.
2. Парахнєвич Є.М. Особливості технології відновлення деталей електрошлаковим методом [Текст] / Є.М. Парахнєвич, Ю.П. Петруша, В.В. Луньов // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2003. – № 1. – С. 60–62.

УДК 669.14.018.8

Евсеева Н.А.¹

Мищенко В. Г.²

¹аспирант, ЗНТУ;

²д-р техн. наук, профессор, ЗНУ.

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНЫХ СОСТАВЛЯЮЩИХ КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ ХРОМОМАНГАНЦЕВОЙ СТАЛИ НА ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

К материалам реторт, применяемым в магнито-термическом производстве титана, предъявляются высокие требования жаропрочности до температур 1020°C, коррозионной стойкости в агрессивной среде восстановительного процесса, конструктивной прочности при циклических и температурных нагрузках.

С целью достижения высоких требований к материалу и продления срока эксплуатации реторт разработана аустенитно-мартенситно-ферритная сталь 03X17H3Г9МБДЮч (состав основных легирующих элементов, мас. %: С – 0,02–0,12; N – 0,01–0,10; Mn – 5,0–10,5; Cr – 16,0–19,0; Ni – 2,0–3,8; Al – 0,02–0,15; Cu – 0,1–0,45; Mo – 0,2–0,6; Nb – 0,1–0,4; Si – 0,4–0,8; S, P – не более 0,03; Ba – не более 0,001; Σ РЗМ 0,001–0,01). В данной стали повышаются коррозионная стойкость и жаропрочность в агрессивной среде при высоких температурах магнито-термического производства губчатого титана и при этом снижается загрязнение титана вредными примесями.

Проведен анализ физико-химического взаимодействия компонентов стали со средой восстановительного процесса получения титана. Результаты проведенных термодинамических расчетов подтверждают эффективность применения основных легирующих элементов, как имеющих достаточную термодинамическую устойчивость к воздействию агрессивной среды. Сравнительные испытания механических свойств и металлографическую оценку проводили на образцах хромоникелевых и хромоманганцевых сталей (AISI 321 (05X18H10T); 15X16H13МБЮ; 03X17H3Г9МБДЮч; 03X17HГ8ФДч) после термической обработки.

Проведенные исследования показали, что разработанная сталь 03X17H3Г9МБДЮч прочностными показателями при высоких температурах не уступает дорогостоящим хромоникелевым сталям, а по коррозионной стойкости и взаимодействию с агрессивной средой восстановления превосходит их.

УДК 621.74.041

Кузовов А.Ф.¹

Малый А.В.²

Волик В.В.³

Иванов В.Г.⁴

¹канд. техн. наук, доцент ЗНТУ;

²ассистент ЗНТ;

³инженер-технолог УРП «СОЮЗ»;

⁴канд. техн. наук, доцент ЗНТУ.

«U-СХЕМА» ПИТАНИЯ ОТЛИВКИ

Реализована одна из малоисследованных схем питания, при которой прибыль работает под манометрическим давлением как один из элементов сообщающихся сосудов. Технология разработана для производства броней конусных дробилок нескольких типоразмеров из сталей 110Г13Л и 125Г18Х2Л литьем в полукокиль. Названная нами «U-схема» питания бегло упоминается в научной литературе [1]. Для нее отсутствуют исследовательские данные, расчеты и технологические рекомендации по применению. Особенно труднотехнологичной являлась отливка в виде полого усеченного конуса диаметрами 1100 – внизу, 530 – вверху, высотой – 1050 мм с толщинами стенок 95 – внизу и 50 мм – вверху, массой 1200 кг.

Заливка формы производится непосредственно через прибыль, выполняющую одновременно функцию стояка, расположенную в центре литейной формы и сообщающуюся с отливкой через питающие перешейки, которые выполняют функцию питателей.

Благодаря такому решению удалось обеспечить плавное заполнение литейной формы, исключить ее размыв, обеспечить тепловую симметрию технологии, отказаться от применения сифонных керамических трубок, снизив таким образом трудоемкость формовки. Но самое главное – обеспечена полная пропитка отливки, хотя она расположена в форме в полном противоречии с принципом направленного затвердевания. Литниково-питающая система – расширяющаяся, кроме плавного заполнения формы исключает свариваемость отливки с кокилем. Высота падения первых потоков жидкого металла составляет порядка 350 мм, что соответствует классическим требованиям литейной технологии. Выше уровня питающих перешейков заполнение формы происходит по сифонной схеме на высоту 700 мм. При кристаллизации прибыль работает как боковая, но затвердевание отливки начинается с тонких частей, которые нахо-

дятся сверху. Прибыль при этом питает отливку снизу вверх, пока не затвердеет вся часть отливки, расположенная выше питающего перешейка. В дальнейшем прибыль работает как обычная боковая с подачей металла сверху вниз. Небольшая зона утолщенной нижней части отливки, которая имеет дефицит питания из-за нарушения принципа направленного затвердевания, практически исчезает благодаря тому, что эта часть формы заполняется жидким металлом сверху вниз, снижая таким образом градиент температурного поля отливки. Время заполнения формы из 5-тонного стопорного ковша составляет 120–125 секунд.

Расчет прибыли производили с учетом суммарной объемной усадки, равной 8%, в жидком состоянии и при затвердевании. Скорость затвердевания со стороны кокиля принята в 2 раза выше, чем со стороны песчаной части формы. Диаметр прибыли определяли по формуле:

$$D = d_c + \frac{2}{3}T,$$

где d_c – диаметр цилиндра внутри прибыли, в котором сосредоточен объем металла, необходимый для питания отливки, мм; T – толщина стенки отливки в месте подвода питающего перешейка, мм.

Число $2/3$ в формуле показывает, что цилиндр d_c окружен слоем жидкого металла, соответствующего принятому соотношению скоростей затвердевания со стороны кокиля и песчаной формы. В случае полностью песчаной формы это число будет равно 1, при полностью металлической форме и песчаной вокруг прибыли это число будет равно $1/2$. Масса прибыли составила 356 кг, соответственно $TBG = 77\%$.

Компьютерное моделирование в программе LVMFlow процессов заливки и кристаллизации подтвердило эффективность этой схемы питания.

Список литературы

1. Скарбинский М. Конструирование отливок.

УДК 621.74.041

Малый А.В.¹

Перемена В.А.²

Волик В.В.³

Кузовов А.Ф.⁴

Иванов В.Г.⁵

¹технический директор УРП «СОЮЗ»;

²главный инженер РМБ ПГО;

³инженер-технолог УРП «СОЮЗ»;

⁴канд. техн. наук, доцент ЗНТ;

⁵канд. техн. наук, доцент ЗНТУ.

ПРОИЗВОДСТВО КРУПНЫХ КОКИЛЬНЫХ ОТЛИВОК ДЛЯ ГОРНО-ОБОГАТИТЕЛЬНОГО ОБОРУДОВАНИЯ

Освоено производство трех типоразмеров отливок броней конусных дробилок из сталей 110Г13Л и 125Г18Х2Л литьем в полукокиль. Отливки имеют конфигурацию полых усеченных конусов с нижним диаметром 1100–1300, верхним 550–700, высотой 550–1050, толщинами стенок внизу 90–100,верху 35–50 мм, массами 800–1200 кг. При проектировании кокилей за основу были приняты соображения жесткости конструкции и близкая к равномерности толщина стенки. Соотношение толщин стенок отливки в самом утолщенном месте (внизу) к толщине стенки кокиля составляло 0,9–1,0, перепад толщин стенок кокиля составлял 5–15%. Соотношение масс кокиля к отливке составляло 1,75–2,0. Материал кокилей – стали 15-25Л с отжигом. Такие геометрические параметры кокилей предопределили разогрев их наружной поверхности от взаимодействия с отливкой максимум 550°С (через 30 минут после заливки). При проектировании технологии литейной формы в основу был положен принцип тепловой симметрии отливки, который реализован благодаря конструкции литниково-питающей системы. При этом учтено требование минимальной трудоемкости формовочных работ, исключения размыва формы и приваривания отливки к кокилю. Трудоемкость формовки снижена путем применения полых каркасов внутри болвана, а также отсутствия в технологии керамических сифонных трубок для литниковой системы.

Во всех технологиях подвод металла к отливке осуществлялся непосредственно через прибыли. Питающие перешейки прибылей выполняли функцию питателей. Такая расширяющаяся литниково-питающая система обеспечивает плавное заполнение формы, исключает удар потока жидкого металла в стенку кокиля и, соответственно,

привариваемость отливки к кокилю. Для одного из типоразмеров из-за его конструктивных особенностей литниковая система спроектирована с высотой падения первых порций жидкого металла – 630 мм, что выходит за общеизвестные технологические пределы. В этих отливках при небрежной формовке наблюдаются размывы формы и, соответственно, песчаные засоры. В остальных технологиях высота падения металла не превышает 350 мм и, соответственно, подъем металла после заполнения уровня питающих перешейков составляет 1/3 и 2/3 от высоты отливки. В этих случаях прибыли частично работают по названной нами «U-схеме» питания. Максимальная высота, питаемая снизу вверх от прибыли, в одной из отливок составляет 700 мм. Усадочная раковина под питающими перешейками отсутствует. Компьютерное моделирование в программе LVMFlow процессов заливки и кристаллизации указывало на практически полное отсутствие усадочных рыхлотов по сечению отливок, несмотря на то, что их положение в форме при заливке полностью противоречит принципу направленного затвердевания.

В качестве теплоизоляционного покрытия кокилей и болвана используется противопопригарная самовысыхающая литейная краска на основе циркона – АПК-1 (ТУ У 24.3-34850022-001:2007), реализуемая предприятием ООО «УРП «Союз». Краску слоем 1,0–1,25 мм наносят пульверизатором на рабочую поверхность кокиля, нагретого до 100–120°C (по электронному пирометру). Перед сборкой формы кокиль нагревают до 200–250°C, время ожидания заливки – 0,5–1,0 часа. Болван формуют из песчано-глинистой смеси с древесными опилками, сушат в сушиле, окрашивают при температуре 100–120°C. Температура заливки жидкого металла для сталей 110Г13Л и 125Г18Х2Л – 1420–1440°C.

После заполнения прибылей открытое зеркало жидкого металла засыпают экзотермической смесью СК-4 (ТУ У 24.6-25522573-002:2008) производства ООО «УРП «Союз» из расчета 2 кг/т жидкого металла прибыли. Через 6–8 минут после заливки форму освобождают от крепежа. Выдержка отливок в форме до выбивки (охлаждение до 600°C) составляет 4–5 часов.

Стойкость первого кокиля составила 110 наливов, трещин снаружи и внутри не обнаружено. Имеется сетка разгара в районе питающих перешейков, которая заделывается шамотной пастой на жидком стекле. Возможна заварка дефектных мест электросваркой с последующей зачисткой.

Срок службы отливок находится на уровне импортных и на 13–15% выше отечественных, полученных в песчаные формы.

УДК 620.183.2; 330.341

Остапенко В.В.¹

Бялик Г.А.²

Осаул Л.П.³

¹канд.тех.наук, доц. ЗНТУ;

²канд.тех.наук, доц. ЗНТУ;

³канд.тех.наук, доц. ЗНТУ.

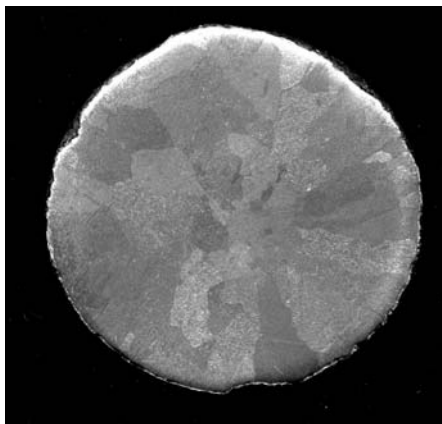
НОВЫЙ МЕТОД КОНТРОЛЯ КАЧЕСТВА МАКРОСТРУКТУРЫ СТАЛИ И СПЛАВОВ

Существующие методы контроля качества макроструктуры включают травление поверхности образцов слитков и их сечения в травильных ваннах. Тяжелый ручной труд и превышение ПДК и ПДВ вредных веществ данного технологического процесса на рабочих местах делают его не просто архаичным, но и морально требующим замены. В результате реакций, а также перемешивания растворов воздухом в ванне, образуются пузырьки газов (H_2 , O_2 , NO_x , SO_x), которые при разрыве на поверхности жидкости образуют аэрозоли в виде брызг и туманов. Эти выбросы представляют наибольшую опасность для здоровья человека, а очистка этих выбросов является настолько сложной задачей, что даже остатков агрессивных паров достаточно, чтобы сделать невозможной работу компьютера и фотокамеры на данном рабочем месте.

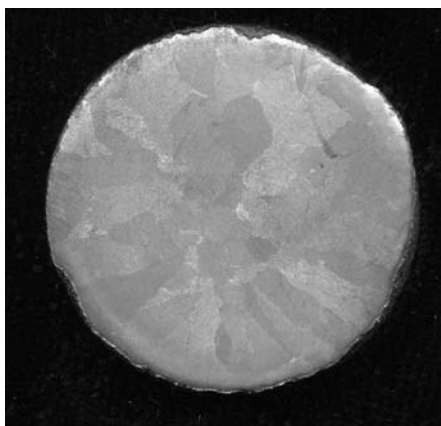
Разработана новая экономически и экологически эффективная безкислотная технология контроля качества макроструктуры сталей и сплавов, хорошо зарекомендовавшая себя в исследовательской практике при травлении темплетов из сталей марок 35Л, 20ГЛ, 20ХГСЛ, 30ХГСНА, 18Х2Н4ВА, 12Х18Н9Т, Р6М5 и других. Фотографии, демонстрирующие идентичность результатов травления по новой технологии и существующей технологии травления по ГОСТ 10243-75, действующему в СНГ, и по стандарту ASTM E 381-01, действующему в США, приведены ниже.

Изменение технологии контроля качества макроструктуры стали обеспечивает возможность установить непосредственно на месте выявления макроструктуры фотокамеру и компьютер, что позволяет передавать фотографии макроструктуры в режиме реального времени всем, кому их необходимо предоставить.

Предварительная экономическая эффективность нового метода контроля качества макроструктуры 0,42–0,47 грн/грн в год.



1 – травление по традиционной технологии



2 – травление по новой технологии

Метод требует дальнейшей апробации и признания со стороны металловедов, что предоставит возможно решить с лучшими экономическими и экологическими результатами задачу контроля качества макроструктуры стали не только для Украины или СНГ, а и для всего мира.

Замена существующего метода травления на новый способ и современные компьютерные технологии, отвечает подходам международных стандартов качества ISO 14000 и ISO 9000

УДК 669.35.669.187.56.001.2

Чеботарь Л.К.¹

Пирожкова В.П.¹

Бурова Н.М.²

Петруша Ю.П.³

¹ канд. техн. наук, старш. научн. сотр. ЗНТУ;

² старш. науч. сотр. ЗНТУ;

³ канд. техн. наук, доцент ЗНТУ.

О СПОСОБАХ ВВОДА МОДИФИКАТОРОВ В БИМЕТАЛЛ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОЙ НАПЛАВКИ

В настоящее время известны многие модификаторы и различные способы их ввода. При электрошлаковом переплаве (ЭШП) обычно применяют легко окисляемые металлы титан, цирконий, барий, щелочноземельные и редкоземельные металлы, которые вводят в жидкий металл или добавляемые во флюс оксиды, фториды.

С целью повышения качества металла зоны соединения биметаллических заготовок использовали комплексный модификатор «INSTEEL», который имеет следующий химический состав, %: Si – (40,0–50,0), Al – (6,0–8,0), Mg – (1,0–1,5), Ca – (9,0–12,0), Ba – (3,0–6,0), PЗМ – (7,0–9,0). Такой модификатор одновременно оказывает как модифицирующее, так и микролегирующее действие. Микродобавки модификатора в количестве 0,015% вводили через металл расходного электрода и на подложку исходного металла. В качестве расходных электродов использовали заготовки стали 45.

Наплавки проводили на установке А-550 М в медном водоохлаждаемом кристаллизаторе диаметром 100 мм с применением стандартного флюса АНФ-6.

Химический состав зон сплавления выполняли с помощью оптического спектрометра «SPEKTROMAS» фирмы «SPEKTRO ANALYTICAL INSTRUMENTS» (Германия).

Микроструктуру и природу неметаллических включений изучали металлографическим петрографическим методами анализа. Определение элементного состава неметаллических включений производили на растровом электронном микроскопе SUPRA 40 WDS.

Проведенные исследования показали, что способы ввода модификатора на подложку исходного металла и в металл расходного электрода имеют различную степень усвоения.

Ввод модификатора в металл расходного электрода усваивается практически полностью и, как показывают данные химического

анализа, распределяется в зоне сплавления сравнительно равномерно (таблица). Наряду с элементами марочного состава исходного и наплавленного металла, зафиксировано наличие таких элементов, как кальций, магний, алюминий и барий.

Содержание алюминия в биметалле колеблется в пределах (0,01–0,15)%. Он зафиксирован во всех точках спектра, что свидетельствует о хорошем растворении и равномерном распределении алюминия в феррите. Другие элементы присутствуют в меньшем количестве, минимальное содержание их составляет 0,01%.

Таблица – Распределение химических элементов в зонах микролегированной биметаллической заготовки (сталь 45 + сталь 45)

Содержание элементов, %	Металл основы	Переходная зона от основы	Зона сплавления	Переходная зона к наплавленному металлу	Наплавленный металл
C	2,970	3,220	2,820	3,040	3,290
Mn	0,760	0,860	0,520	0,480	0,500
Mg	0,041	0,044	0,045	0,031	0,041
Al	0,064	0,06	0,075	0,061	0,073
Si	0,280	0,297	0,228	0,180	0,190
Ca	0,022	0,027	0,027	0,021	0,021
Ba	0,034	0,070	0,042	0,014	0,032

Ввод модификатора на подложку исходного металла не приводит к достаточно полному усвоению элементов модификатора. Они не успевают в полной мере взаимодействовать с жидким металлом, о чем свидетельствуют оставшиеся оплавившиеся частицы модификатора шаровидной формы, содержащие в своем составе кальций, магний, алюминий. Специфика ЭШН (быстрая кристаллизация и малый объем металла) требует более мелкой фракции модификатора, которая может, как и при первом способе ввода, усвоиться полностью. Несмотря на неполное усвоение модификатора при вводе на подложку, биметалл зоны сплавления характеризуется достаточной химической и структурной однородностью.

Таким образом, при способе ввода модификатора «INSTEEL» через расходный электрод, происходит практически полностью его усвоение. Ввод комплексного модификатора «INSTEEL» на подложку исходного металла, как наиболее простой способ, не требующий дополнительных затрат, может быть рекомендован в случае наличия более мелкой его фракции.

УДК 669.35.669.187.56

Пирожкова В.П.¹

Бурова Н.М.²

Чеботарь Л.К.¹

Лунев В.В.³

¹ канд. техн. наук, старш. научн. сотр. ЗНТУ;

² старш. научн. сотр. ЗНТУ;

³ докт. техн. наук, профессор ЗНТУ.

ВЛИЯНИЕ МОДИФИЦИРОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И ПРИРОДУ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ БИМЕТАЛЛА ЭЛЕКТРОШЛАКОВОЙ НАПЛАВКИ

Ранее проведенные нами работы показали, что в процессе сплавления однородных или разнородных по химическому составу сталей в некоторых случаях наблюдается химическая и структурная неоднородность, частицы запутавшегося шлака или неметаллические включения пленочной формы.

С целью улучшения качества металла зон сплавления биметаллических заготовок, полученных методом электрошлаковой наплавки (ЭШН), провели модифицирование с использованием комплексного модификатора «INSTEEL». В состав данного модификатора входит целый ряд легирующих элементов: кальций, магний, алюминий, кремний, барий. Такой комплексный модификатор может выполнять как функции модифицирования, так и микролегирования. Микродобавки модификатора в металл вводили через металл расходующего электрода в количестве 0,015%. В качестве расходующих электродов использовали заготовки стали 45.

Проведенные исследования показали, что металл модифицированной зоны сплавления биметаллической заготовки (сталь 45 + сталь 45) отличается химическим составом, микроструктурой (особенно ее морфологией) и природой неметаллических включений.

Химический состав зоны сплавления, наряду с элементами исходного и наплавленного металла, характеризуется наличием микролегирующих элементов, таких как кальций, магний, алюминий, кремний и барий.

Наличие легирующих элементов и более высокой концентрации углерода в металле зоны сплавления привели к изменению морфологии феррито-перлитной структуры и природы неметаллических включений (НВ).

После ввода модификатора образовалась феррито-перлитная структура, в которой элементы Видманштетта менее выражены (рис. 1).

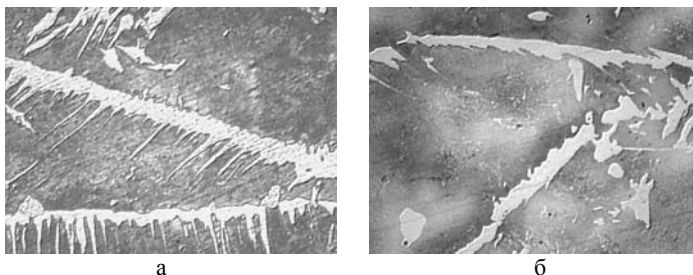


Рис. 1. Микроструктура зоны сплавления немодифицированной (а) и модифицированной (б) биметаллической заготовки (сталь 45 + сталь 45), $\times 100$

Неметаллические включения, как и микроструктура, в присутствии модификатора подвергаются морфологическим и структурным изменениям. Вместо пленочных и глобулярных включений образуются кристаллические четко ограниченные оксиды и сульфиды. Размер включений составляет (1–3) мкм, некоторые достигают 5 мкм. Распределяются такие включения отдельными кристаллами в феррите и количество их весьма незначительно, что указывает и на рафинирующую роль модификатора.

Таким образом, модифицированный биметалл (сталь 45 + сталь 45), в отличие от немодифицированного, характеризуется достаточно высокой химической однородностью, дисперсной структурой, чистотой границ зерен, благоприятной формой весьма незначительного количества неметаллических включений и отсутствием каких-либо дефектов.

Подтверждается универсальность комплексного модификатора «INSTEEL», который не только измельчает все элементы структуры, но и изменяет ее морфологию, устраняя игольчатую структуру Видманштетта, а также изменяет природу неметаллических включений. Вместо глобулярной и пленочной формы включений образуются монокристаллы окислов и сульфидов, то есть модификатор подавляет образование поверхностно-активных субокислов, характерных для зоны сплавления немодифицированного биметалла электрошлаковой наплавки.

УДК 620.183.2; 330.341

Бялик Г.А.¹

Адамчук С.И.²

Савеленко С.Н.³

Василевская Я.А.⁴

¹канд.тех.наук, доц. ЗНТУ;

²канд.тех.наук, доц. ЗНТУ;

³зав. лаб. ЗНТУ;

⁴асистент ЗНТУ.

УПРОЩЕННЫЙ АВТОМАТИЗИРОВАННЫЙ МЕТОД ОПРЕДЕЛЕНИЯ СОДЕРЖАНИЯ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ В СТАЛИ

Известно, что при прочих равных условиях (идентичный химический состав, термическая обработка и микроструктура) неметаллические включения оказывают существенное влияние на некоторые механические свойства литой и деформированной стали, которое может быть выражено в виде количественных зависимостей. Однако применение этих зависимостей для прогнозирования качественных показателей конкретных плавок сталей связано с повышением точности определения содержания включений.

Следует отметить, что, как правило неметаллические включения – это объекты произвольной геометрической формы. При визуальных методах количественного анализа неметаллических включений средний размер последних определяется оператором весьма приблизительно.

Существующие системы автоматического анализа микроструктуры и неметаллических включений можно разделить на две группы. К первой группе относятся «цифровые» микроскопы. При использовании цифрового микроскопа оператор несет ответственность как за выбор объекта, так и за условия наблюдения. Вторую группу образуют полностью автоматизированные микроскопы, встроенная автоматика которых упрощает выбор условий наблюдения, контролирует перемещения и фокусировку образцов.

Стоимость указанных систем автоматического анализа микроструктуры и неметаллических включений составляет десятки тысяч долларов.

В то же время в заводских лабораториях и лабораториях высших учебных заведений в больших количествах имеются разнообразные световые металлографические микроскопы, предназначенные для визуального наблюдения. Оптические характеристики этих приборов (увеличе-

ние, разрешающая способность) не уступают аналогичным показателям микроскопов, входящих в состав автоматизированных систем.

В Запорожском национальном техническом университете на базе таких микроскопов разработана упрощенная автоматизированная система для количественного анализа неметаллических включений в стали.

Система состоит из видеокамеры, адаптера, предназначенного для соединения видеокамеры с оптической системой металлографического микроскопа и компьютера. Определение содержания неметаллических включений происходит в следующей последовательности.

Вначале фотографируют с помощью видеокамеры необходимое количество полей зрения при выбранном для анализа увеличении, после чего производят запуск специальной компьютерной программы, предназначенной для определения суммарной на данном поле зрения площади неметаллических включений. Включения дифференцируют по их окраске. Последовательно определяют площадь каждого типа неметаллических включений. Затем определяют площадь поля зрения, не содержащую включений (эта площадь имеет белую окраску). Объемный процент каждого типа включений вычисляют по формуле:

$$V_{Bi} = \frac{\Sigma F_{Bi}}{\Sigma F_{Bn} + \Sigma F_{\Pi}} \cdot 100\%,$$

где ΣF_{Bi} – суммарная площадь неметаллических включений данного типа; ΣF_{Bn} – суммарная площадь всех исследуемых типов неметаллических включений; ΣF_{Π} – суммарная площадь полей зрения, не содержащих неметаллических включений.

Скорость вычисления объемного процента неметаллических включений определяется быстродействием компьютера и качеством изображения.

Проведенные исследования показали, что вполне удовлетворительные результаты при подсчете неметаллических включений были получены в формате VGA 640×480 пикселей. Это позволяет вести непрерывную видеосъемку неметаллических включений. Предметный столик микроскопа с металлографическим шлифом можно передвигать как вручную, так и при помощи электропривода.

Метод опробован при определении объемного процента оксидных, сульфидных и нитридных включений в углеродистых и легированных сталях, а также при определении содержания графита в чугунах и показал высокую достоверность и оперативность при минимальной трудоемкости.

МОРФОЛОГИЯ ВКЛЮЧЕНИЙ ГРАФИТА В ЧШГ НА РАННИХ СТАДИЯХ ФОРМИРОВАНИЯ

Методом капиллярно-вакуумной высокоскоростной закалки расплава в щелевом капилляре медного холодильника фиксировали состояние расплава в процессе его медленного охлаждения с тиглем в предкристаллизационный период. Плавку проводили в кварцевых тиглях лабораторной индукционной печи. В качестве шихты использовали структурно белую высокоуглеродистую дробь и 75%-й ферросилиций.

Заэвтектический состав чугуна опытных плавок (4,2% С; 2,0% Si; 0,3% Mn; 0,03...1,05% P; 0,025% S) дал возможность изучить процесс формирования графитных включений до начала затвердевания металлической основы сплава. После расплавления чугун нагревали до 1400°C. Глобуляризирующее модифицирование чугуна проводили никельмагниевогой лигатурой при температуре 1350°C и в процессе последующего охлаждения отбирали закалочные пробы – плоские образцы чугуна толщиной 0,3...0,8 мм, затвердевшего в щелевом капилляре медного холодильника.

Многократной послойной сошлифовкой (25...50 слоев с шагом 2...3 мкм) закалочных образцов, фотографированием структуры с последующей угловой и плоскостной ориентацией и совмещением контуров (изогипс) последовательных сечений элементов структуры по реперным точкам производили стереологическую реконструкцию микрообъемов сплава.

Установлено, что в закалочных образцах наблюдается преимущественно два типа графитных структур (рис. 1). Первый тип представляет собой крупные квазиглобулярные включения с разной степенью завершенности.

Второй тип включений – мелкодисперсная графитная фаза, частицы которой имеют преимущественно неравноосную форму. Зафиксированные закалкой, они концентрируются в основном в непосредственной близости к дефектам на квазисферической поверхности формирующихся включений первого типа. На изогипсограмме стереологической реконструкции микрообъема сплава (рис. 2) видно, что поликристаллические частицы дисперсного графита в процессе вы-

деления из расплава и укрупнения кооперируются в виде пространственных диффузионных потоков и группировок.

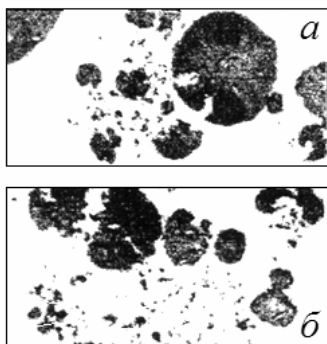


Рис. 1. Графитные включения в микрообъемах закалочных проб: *а, б* – случайные сечения

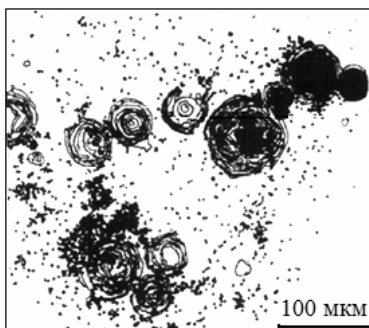


Рис. 2. Изогипсограмма стереологической реконструкции микрообъема чугуна

Рассмотренные экспериментальные данные позволяют в качестве рабочей гипотезы предположить, что формирование включений графита первого типа происходит не путем равномерного наращивания объема атомарно гладкого центрального ядра, а посредством упорядоченного заполнения дисперсным графитом пространственного квазисферического скелета, образованного дендритоподобными субструктурными элементами, исходящими из общего центра. Такой дендритный агрегат в процессе дискретного роста может замыкать в себе матричную жидкость. Эта иммобилизованная жидкость связана с окружающей средой каналами, через которые в формирующийся агрегат может поступать «строительный материал».

Установлено, что наибольшее количество случайных сечений дисперсных частиц графита имеют размер меньше 0,5 мкм. Именно этот размерный диапазон частиц менее четко выявляется средствами оптической микроскопии. В то же время неравноосность в наибольшей мере проявляется у крупных частиц (3...5 мкм). Это, по-видимому, объясняется тем, что неравноосные, преимущественно пирамидальные частицы являются продуктом предшествующей агрегации более мелких графитных тел.

КОМПЬЮТЕРНАЯ РЕКОНСТРУКЦИЯ ФОРМЫ ГРАФИТНЫХ ВКЛЮЧЕНИЙ В ВЫСОКОПРОЧНОМ ЧУГУНЕ

Диапазон новых литейных технологий в последние годы значительно расширился вследствие использования современной компьютерной техники и программного обеспечения, специализированного для решения задач литейного производства. Исследование влияния различных технологических факторов на формирование структуры отливок перестает быть сферой интересов только металлосведов. Методы количественной металлографии давно и успешно используются литейщиками. Использование компьютерных технологий позволяет не только количественно оценить соотношение различных структурных составляющих, но и по плоским сечениям микрообъектов (графит, неметаллические включения и др.) составить определенное представление не только об их пространственной форме, но и о наиболее вероятном механизме их формирования.

В качестве примера показана техника компьютерной стереологической реконструкции с построением 3D модели графитного включения, по форме отличающегося от «идеальных» шаровидных включений. Со стандартно увеличенных микрофотографий последовательных сечений исследуемого объекта (рис. 1, поз. 1–8) снимали контурные копии одновременно с фиксированными реперными точками – прямоугольными метками в углах микрофотографий на рис. 1. Эту процедуру выполняли с использованием программы *ImageJ*. Для загрузки в программу изображений исследуемого объекта использовали микрофотографии нетравленных шлифов (см. рис. 1, поз. 5–8) предварительно переведенных из серых полутонов в одноцветные черно-белые изображения (см. рис. 1, поз. 9–12). Эти изображения последовательно загружали в программу *ImageJ*, преобразовывали в 8-битовый формат, бинаризировали и в результате получали контурную копию исходного изображения.

Из 30 контурных изображений структуры последовательных сечений графитного включения (см. рис. 1, поз. 13–15) с прозрачным фоном с помощью графического редактора строили изогипсограмму (см. рис. 1, поз. 16), ориентируя контуры очертаний графита по реперным точкам. Каждая контурная копия является изогипсой, характери-

зующей удаление соответствующего сечения объекта от плоскости предыдущего сечения на толщину сошлифования.

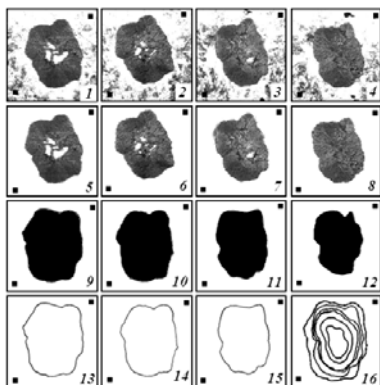


Рис. 1. Этапы построения изогипсограммы объекта

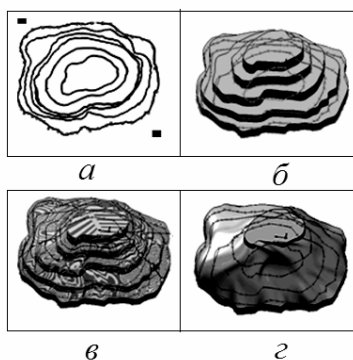


Рис. 2. Этапы построения 3D модели объекта

Для получения пространственного изображения объекта (3D-модель) использовали программу *SolidWorks*. В графическую область программы вставляли точечный рисунок с изогипсограммой. Интерфейс программы после загрузки файла изогипсограммы показан на рис. 2, а. Инструментом *сплайн* обрисовывали контуры изогипсограммы и сохраняли полученное изображение в виде эскиза для построения 3D-модели объекта.

Каждый контур изогипсограммы с помощью инструмента *вытянутая бобышка* вытягивали на толщину слоя сошлифования. В результате получали объемное ступенчатое изображение искомой модели (см. рис. 2, б). Для сглаживания поверхности модели объекта использовали инструмент *бобышка по сечениям* (см. рис. 2, в). В результате получили искомую сглаженную 3D-модель с видимыми контурами изогипс (см. рис. 2, г).

На невидимой стороне модели, соответствующей максимальному контуру изогипсограммы, по аналогичной процедуре создают другую – «теневую» часть модели. Используя инструменты вращения, полученные 3D-модели можно рассматривать под любым углом и анализировать при разных эффектах освещения и с различной текстурой поверхности моделей.

УДК 621.74.002:669.131.7

Соценко О.В.¹

Посыпайко И.Ю.²

Посыпайко, Ю.Ю.³

¹ д-р техн. наук, профессор НМетАУ;

² аспирант НМетАУ;

³ магистрант НМетАУ.

ОПЕРАТИВНЫЙ КОМПЬЮТЕРНЫЙ КОНТРОЛЬ ФОРМЫ ГРАФИТНЫХ ВКЛЮЧЕНИЙ В ВЫСОКОПРОЧНОМ ЧУГУНЕ

При классификации графитных включений (ГВ) в соответствии с ГОСТ 3443-87 исходят из сравнительной оценки реальных микроструктур с эталонными изображениями. Такой метод требует от исследователя определенных навыков и высокой квалификации при идентификации многообразных форм ГВ в реальной структуре высокопрочного чугуна и весьма ограниченном их количестве на эталонных микроструктурах.

Цель работы – разработка методики компьютерного анализа графитных включений в высокопрочном чугуне с оценкой количественной статистически значимой взаимосвязи фактора формы графита с эталонными изображениями графитных структур по ГОСТ 3443-87.

Для количественной оценки различных индивидуальных и обобщенных характеристик графитных включений в эталонных изображениях графитных структур по ГОСТ 3443-87 использовали компьютерную программу *ImageJ_143m (Freeware)*. Фактор формы F_{ϕ} отдельных графитных включений и их группировок в полях оцифрованных микрофотографий, выполненных при постоянном увеличении, оценивали в полуавтоматическом режиме по формуле

$$F_{\phi} = 4\pi S/P^2,$$

где S – площадь графитного включения, P – периметр включения.

Для решения вопроса о случайном или неслучайном различии средних значений $F_{\phi \text{ ср}}$ в различных микрофотографиях-эталонах при неизвестных генеральных дисперсиях, т. е. проверку нуль-гипотезы $H_0: F_{\phi \text{ ср } i} = F_{\phi \text{ ср } j}$, использовали t -отношение Стьюдента.

Эталонные изображения микроструктуры графитных включений ШГф1 – ШГф5 и их контурные изображения с автоматической индивидуальной нумерацией для индивидуальной идентификации в программе *ImageJ_143m* приведены на рис. 1.

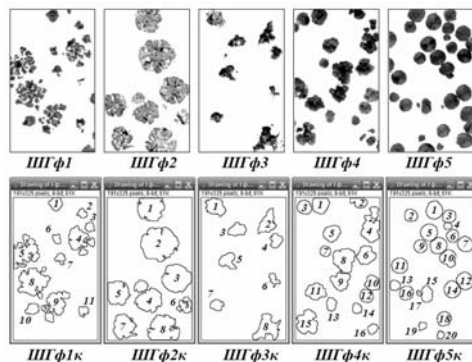


Рис. 1. Эталонные структуры включений шаровидного графита
ШГф1 – ШГф5 (верхний ряд) и их контуры
ШГф1к – ШГф5к после обработки в программе
ImageJ_143t (нижний ряд) с автоматической
нумерацией

Анализ различия средних значений $F_{\text{фср}}$ выполняли для серий графитных включений, представленных на смежных микрофотографиях-эталонах из ГОСТ 3443-87 (рис. 1). Проверку осуществляли при дополнительном условии равенства дисперсий для $F_{\text{фср}}$ этих структур.

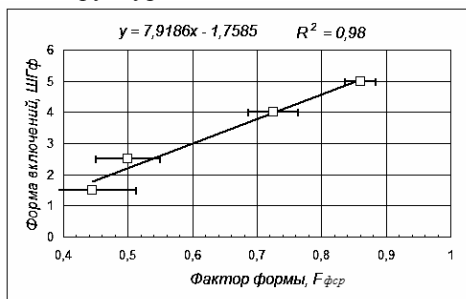


Рис. 2. Зависимость номера
эталонной структуры
графитных включений по
ГОСТ от фактора формы для
пар эталонных структур с
незначимым различием
средних значений $F_{\text{фср}}$

Проведенный анализ статистической значимости различий между эталонными структурами графита позволил найти регрессионно-корреляционную связь между фактором формы $F_{\text{фср}}$ и номером эталонной структуры из ГОСТ 3443-87 (рис. 2). Наличие графической и аналитической форм такой взаимосвязи позволяет выполнять по сути «прецизионное» компьютерное определение фактора формы реальных включений графита и с достаточно высокой точностью переводить его значения в эталонные оценки, регламентированные ГОСТ.

ВПЛИВ ФОРМИ ВКРАПЛЕНЬ ГРАФІТУ І МЕТАЛЕВОЇ МАТРИЦІ ЧАВУНІВ НА МІКРОМЕХАНІЗМ ЇХ РУЙНУВАННЯ ПРИ ТЕРМОЦИКЛУВАННІ

Дослідні плавки проводили в лабораторних і промислових умовах в індукційних (ємкістю 30–150 кг) і електродугових (ємкістю 1,5–6,0 т) печах з кислою футеровкою. Для отримання дослідних зразків використали метод фракційної розливки чавуну постійного початкового складу, що дозволило виключити вплив побічних факторів (хімічний склад, температура, умови кристалізації і інше) і отримати більш вірогідні результати.

Дослідження проводили на установці ІМАШ-65. Зразки виготовляли із трєодовидних проб. Испити проводили по методикам Лозинського М.Г. Робоча зона зразка помічалась реперними крапками, нанесеними за допомогою прибору ПМТ-3, і рівнялась $1 \cdot 10^{-2}$ м.

Вимір температури робочої зони зразків проводили за допомогою платино-платинородієвими термopарами, робочий спай який з'єднували крапковою зваркою з боковою поверхнею гарячої зони зразка. Контроль температури здійснювали за допомогою потенціометра ПСР1-01 з точністю $\pm 0,5\%$.

Ступінь розрідження у робочій зоні вакуумної камери складала $5,3 \cdot 10^{-2}$ Па, що забезпечило відсутність видимого окислення поверхні чавунного зразка.

Термоцикловання зразків при постійному навантаженні 24,5 МПа, проводили за режимами $300 \times 700^\circ\text{C}$, $300 \times 800^\circ\text{C}$ і $300 \times 900^\circ\text{C}$.

У процесі термоцикловання постійно фотографували деформований мікрорельєф полірованої поверхні робочої зони зразка. Прихильність чавуну до руйнування оцінювали по аналізу локальних деформацій у зоні метала прилеглої до вкраплень графіту. В якості критерію, який характеризує опір чавуну до руйнування, прийняли кількість циклів, яку витримував зразок до руйнування. Чергуючись процеси розчину і вилучення графіту при термоциклованні по режиму $300 \times 900^\circ\text{C}$ сприяли накопиченню порожнин, які розташовувались біля вкраплень графіту або в самих вкрапленнях. Накопичення порожнин сприяло знеміцненню мікрооб'ємів металевої матриці чавуну, зайнятих графітом. Це збільшувало можливість

зародження мікротріщин, які переростали в макротріщини, які приводили до руйнування перлітного чавуну без помітних пластичних деформацій.

Механізм зародження і розвитку тріщин при термоциклюванні чавунів з вермікулярною і кулястою формами графіту значно відрізнявся. У чавуні з вермікулярним графітом тріщинки зароджувались, в основному, по вкрапленням, нормально орієнтованим до дії розтягуючих навантажень. При цьому спостерігалось значна деформація порожнин матриці зайнятих вкрапленнями графіту. Особливо наочно це мало місце в чавунах з кулястою формою графіту. Збільшення порожнин, зайнятих кулястим графітом, у чавуні з перлітною металевою матрицею відбивалося нерівномірно. В напрямку дії розтягуючих навантажень воно складало 132%, а стискуючих – 107%. Ця різниця може бути пояснена різними механізмами знеміцнення чавунів при розтягуючих і стискуючих навантажень. У протилежність перлітним чавунам з пластівцевим графітом, чавуни з вермікулярним і кулястим графітом руйнувались з незначною деформацією металевої матриці. Перші сліди сковазання з'явилися у скупчено розташованих вкрапленнях графіту, переходячи у металеву матрицю. З збільшенням числа циклів мікротріщини з'єднувались друг з другом, створювали магістральні тріщини.

Збільшення розмірів порожнин, зайнятих вкрапленнями графіту кулястої форми, менш виражено у чавунах з ферито-перлітною матрицею. В напрямку дій розтягуючих навантажень воно складало 115%, стискуючих – 108%, у той час як у чавунах з феритною матрицею відповідно 150% і 89%. Таким чином у останньому випадку у процесі термоциклювання нормально орієнтоване до дії розтягуючих навантажень поперечний перетин порожнини графіту зменшувалось, вкраплення графіту стискались, а в деяких випадках навіть руйнувались по лінії сколу, орієнтованій приблизно під кутом 45° до дії розтягуючого навантаження. Це свідчить про високу пластичність феритного чавуну з кулястим графітом при термоциклюванні, обумовленої благоприємною формою вкрапленнях графіту і структурою металевої матриці. При наявності в чавунах одночасно кулястої і вермікулярної форм графіту місцем зародження тріщин є вермікулярні вкраплення, кулясті практично не впливали на механізм зародження і росту тріщин.

З збільшенням ступеню сфероїдизації вкрапленнях графіту зменшувалась їх участь у зародженні і росту тріщин при термоциклюванні.

ВЛИЯНИЕ МАРГАНЦА НА ПРОЦЕССЫ КАРБИДООБРАЗОВАНИЯ И СВОЙСТВА ВЫСОКОХРОМИСТЫХ БЕЛЫХ ЧУГУНОВ

Белые износостойкие высокохромистые чугуны (ИЧХ) нашли широкое применение в технике благодаря своим свойствам, которые определены химическим составом и структурой. Они представляют собой сложнелегированные многокомпонентные сплавы, состоящие из металлической основы и карбидов. Наибольшее применение нашли системы легирования: хром, хром-марганец, хром-никель, хром-марганец-никель и др. При этом хром выполняет роль карбидообразующего элемента, никель – аустенитообразующего, марганец – как карбидо-, так и аустенитообразующего элемента. Многими исследователями были получены зависимости позволившие определить оптимальные содержания С, Cr, Mn, Ni для конкретных условий эксплуатации. Однако, полученные зависимости второго порядка противоречивы. По сродству к углероду марганец занимает промежуточное положение между Cr и Fe. Литературные данные по применению марганца, не позволяют объективно оценить его влияние на структуру и свойства ИЧХ.

В настоящей работе проведены результаты исследований влияния марганца на процессы карбидообразования, структуру и твердость высокохромистых чугунов состава, масс. %: углерод 3,4...4,0; хром 16,2...17,0; никель 1,1...1,4; кремний 0,7...1,2; марганец 0,6...5,22.

По результатам микроспектрального анализа установлено, что марганец практически отсутствовал в карбидной фазе при его содержании 0,6% в сплаве. Увеличение содержания марганца в сплаве привело к возрастанию его количества как в металлической основе, так и карбидной фазе, при этом соотношение $Mn_{кар}/Mn_{осн}$ достигло 1,0 примерно при 4% марганца. Изменение химического состава карбидной фазы происходило путем снижения содержания железа и увеличения содержания марганца. При этом суммарное количество карбидообра-

зующих элементов практически не изменялось. В связи с незначительным увеличением количества хрома в карбидах имело место обеднение твердого раствора хромом и углеродом в областях, примыкающих к карбидной эвтектике и внутри нее.

Согласно результатам количественной металлографии, с ростом содержания марганца в сплаве количество карбидов возросло до 31 об.% при 5,22% марганца, что объясняется его карбидообразующим свойством. При содержании 0,6% марганца в структуре чугуна наблюдалась карбидная эвтектика, внутри которой и областях примыкающих к ней отмечалось наличие темной α -фазы. По мере увеличения содержания марганца в сплаве количество α -фазы увеличивалось и достигло максимального уровня, примерно 36 об.%, при 3,82% марганца. При 5,22% марганца в чугуне α -фаза не наблюдалась, то есть марганец при его содержании более 5% проявил также свойства аустенитообразующего элемента.

Изменения в структуре чугунов привели к изменению свойств, по мере увеличения содержания марганца, твердость чугуна увеличивалась и достигла максимального значения в области 3,5...4,0%. Дальнейшее увеличение содержания марганца привело к снижению твердости с 53...54 до 45...46 HRC.

После нормализации с 950°C влияние марганца на твердость высокохромистого чугуна носило аналогичный характер. При этом в чугуне, содержащем 5,22% марганца, снижение твердости происходило только на 5%, по сравнению с чугуном, содержащим 3,5...4% Mn.

На основании проведенных исследований можно сделать следующие выводы:

1. Марганец в количествах до 0,6% в высокохромистом чугуне, не проявил себя как карбидообразующий элемент.

2. Повышение содержания марганца с 0,6% до 3,82% привело к легированию металлической основы, увеличению количества карбидов и α -фазы, росту твердости. Во влиянии марганца преобладает его карбидообразующее свойство.

3. Более высокое содержание марганца привело к появлению полностью аустенитной структуры сплава при 5,22% Mn и дальнейшему увеличению количества карбидной фазы, то есть марганец при его содержании 3,82...5,22% проявил как карбидо- так и аустенитообразующие свойства.

УДК 621.74:669.131.2

Матвеева М.О.¹

Климович Б.В.²

Макарова А.А.³

¹ д-р техн. наук, профессор НМетАУ;

² м. н. с. НМетАУ;

³ аспирант НМетАУ.

ВЛИЯНИЕ МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ ТИТАНОМ НА ЛИТЕЙНЫЕ СВОЙСТВА НИЗКОХРОМИСТЫХ ЧУГУНОВ

При получении отливок с высокими эксплуатационными характеристиками решается вопрос выбора легирующего комплекса, который обеспечивая необходимые показатели, может ухудшать литейные свойства.

Исследовали влияние на жидкотекучесть и усадку микролегирувания титаном низкохромистых чугунов следующего химического состава (% по массе): С 3,12...3,14; Si 2,2...2,3; Mn 0,60...0,64; Cr 1,17...5,63; Ti 0,01...0,20; S 0,024...0,027; P 0,03...0,20; Fe остальное. Технологические пробы заливали при температуре 1400°C из опытных сплавов с возрастающим количеством хрома при содержании титана 0,01% и 0,20%.

Анализ результатов определения жидкотекучести (рис. 1), показывает что: жидкотекучесть опытных чугунов уменьшается с увеличением количества хрома при обоих содержаниях титана; микролегирование титаном увеличивает жидкотекучесть сплавов за счет его раскисляющего воздействия.

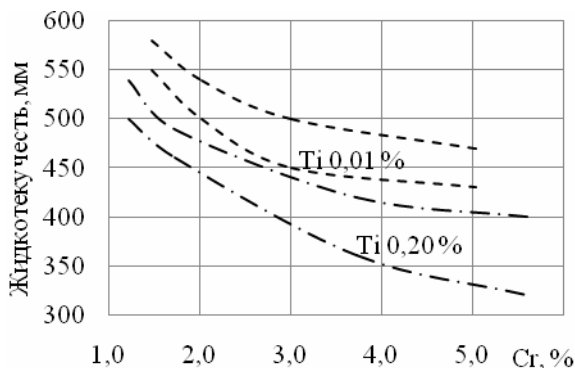


Рис. 1. Влияние хрома и титана на жидкотекучесть чугунов

Линейная усадка экспериментальных чугунов определяется содержанием хрома, с увеличением его количества она растет (рис. 2). Микролегирование титаном на величину усадки практически не влияет.

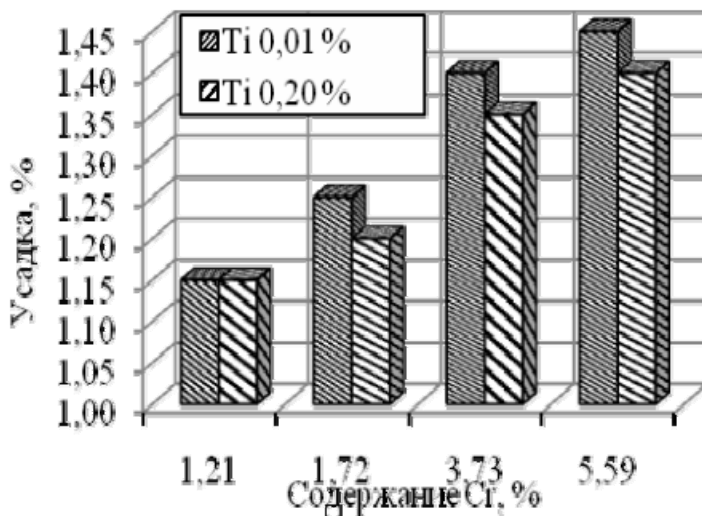


Рис. 2. Влияние хрома и титана на усадку опытных чугунов

Уровень полученных литейных свойств экспериментальных чугунов является достаточным для производства из них тонкостенных отливок.

Оценка, полученных эксплуатационных свойств экспериментальных отливок позволяет рекомендовать их для деталей пресс-форм стекловырабатывающих машин, элементов плунжерных пар машин для литья под давлением и др. Изготовление поршней плунжерных пар машин литья под давлением вместо серого чугуна из экспериментального может повысить срок их службы в 2–4 раза. Также целесообразно использование опытных сплавов для отливок вместо чугунов ЧХ1, ЧХ2, ЧХ3, в случае когда изделие будет работать в кислой среде при температурах 700–800°C и умеренном износе.

УДК 621.74.01

Щеглова Т.С.¹

Хрычиков В.Е.²

Кирия Г.Ш.³

Иванова Л.Х.⁴

¹ мл. научн. сотрудник НМетАУ;

² д-р техн. наук, зав. кафедры НМетАУ;

³ канд. техн. наук, доцент НМетАУ;

⁴ д-р техн. наук, профессор НМетАУ.

РАЗРАБОТКА УСТРОЙСТВА И СПОСОБА ПАРОТЕРМИЧЕСКОГО ОКСИДИРОВАНИЯ ВНУТРЕННЕЙ ПОВЕРХНОСТИ ИЗЛОЖНИЦЫ

Существующие способы оксидирования изложниц не нашли широкого применения из-за технической трудности осуществления или вследствие ухудшения условий труда при их использовании. С нашей точки зрения, наиболее технологичным и перспективным является процесс высокотемпературного оксидирования изложниц в литейной форме при их изготовлении.

При серийном производстве изложниц без необходимости их ускоренного охлаждения в литейной форме целесообразно проводить оксидирование с помощью песчаного стержня, пропитанного водой и размещенного в полости изложницы, охлаждающейся в форме.

Разработано устройство для регулируемого охлаждения изложниц в литейной форме, которое позволяет одновременно с ускоренным охлаждением оксидировать рабочую поверхность изложниц, что увеличивает их эксплуатационную стойкость.

Устройство состоит из цилиндрического корпуса теплообменной камеры со сквозными отверстиями сверху, водоподводящей и водоотводящей трубами внизу. Верхний торец корпуса сочленен посредством резьбы с корпусом испарительной камеры, в которой также выполнены сквозные отверстия. Корпус опоясан опорной горизонтальной плитой (пластиной). В верхнем торце корпуса установлена на резьбе вставка, снабженная сквозным поперечным и продольным каналами и коническим хвостовиком, контактирующим по образующей конической поверхности с расположенной в теплообменной камере втулкой, закрепленной на торце водоподводящей трубы. Во вставку установлен размещенный в испарительной камере распылитель.

Схема технологического процесса паротермической обработки и регулируемого ускоренного охлаждения глухонной изложницы в литейной форме заключается в следующем. Литейную форму с отливкой устанавливают на плац, оборудованный устройством для ускоренного охлаждения и паротермической обработки отливки, размещая большую его часть, лежащую выше опорной плиты, в полости ранее занимаемой патроном центрального стержня. С этого момента начинается интенсивный нагрев водоохлаждаемого устройства от горячей отливки. До начала теплообмена вода находится под давлением в трубе, но не поступает в теплообменную и испарительную камеры, так как хвостовик вставки перекрывает поперечные отверстия втулки. С началом теплообмена теплообменный корпус с установленной в нем вставкой нагревается и удлиняется, в то время как охлаждаемые водой труба с закрепленной в ней втулкой практически не нагреваются, и сохраняют исходные размеры. В результате образуется зазор между хвостовиком вставки и втулкой, через который вода поступает в теплообменную камеру и охлаждает ее стенки. Одновременно вода поступает по продольному и поперечному каналам вставки к распылителю и с его помощью распыляется в испарительной камере, обеспечивая в теплообмене. Образовавшийся в испарительной камере пар выходит через сквозные отверстия в корпусе и заполняет полость отливки, окисляя ее поверхность и образуя защитное оксидное покрытие. Сброс избыточного давления пара в полости отливки осуществляется путем его отвода через отверстия в корпусе, где он полностью или частично конденсируется, а потом выводится по трубе за пределы плаца охлаждения. Саморегулирование процесса подачи воды и охлаждения отливки осуществляется при уменьшении интенсивности охлаждения корпуса теплообменной камеры за счет увеличения зазора между вставкой и втулкой и уменьшения зазора – при увеличении интенсивности охлаждения.

После удаления формы с отливкой с участка охлаждения корпус теплообменной камеры быстро охлаждается до температуры, которую имеет подводящая труба. В результате зазор между вставкой и втулкой исчезает и подача воды в устройство прекращается.

Таким образом, применение предлагаемого устройства позволяет осуществить саморегулирование процесса охлаждения изложниц в литейных формах и получить на их рабочей поверхности защитное оксидное покрытие.

УДК 621.74.04:621.746.6

Селівьорстов В.Ю.¹

Доценко Ю.В.²

Думенко К.О.³

¹ д-р техн. наук, професор НМетАУ;

² канд. техн. наук, доцент НМетАУ;

³ аспірант НМетАУ.

ОСОБЛИВОСТІ ГАЗОДИНАМІЧНОГО ВПЛИВУ НА РОЗПОДІЛ НЕМЕТАЛЕВИХ ВКРАПЛЕНЬ У ЗЛИТКУ СТАЛІ 5ХВ2СФ

В ливарному цеху ПАТ «Нікопольський завод технологічного оснащення» були проведені експериментальні дослідження під час впровадження технології отримання ковальських злитків із сталі 5ХВ2СФ (ГОСТ 5950-2000) масою 3,2 т із застосуванням газодинамічного впливу на розплав. Заливання – сифонним способом у чавунну виливницю. Для здійснення газодинамічного впливу на розплав використовували спеціальний пристрій, що складається зі сталевого корпусу, футерованого утеплювачем, з підведеною до нього металевою газопровідною трубкою, через яку була здійснена подача стисненого аргону, чим був створений тиск на метал, що твердіє, після занурення вказаного пристрою в розплав сталі крізь шар теплоізолюючої засипки у надливній надставці. Наступним етапом дослідження був аналіз впливу регульованого газового тиску на розподіл неметалевих включень при відборі зразків від отриманого злитка.

Через ~40 хв. після заливання металу у виливницю здійснювали подачу аргону, створюючи тим самим необхідний тиск. Спочатку аргон подавали з низьким тиском (0,1 МПа), потім, по мірі твердіння злитка, тиск підвищували. До закінчення процесу затвердіння був досягнутий тиск на рівні ~0,8 МПа.

Були зроблені дослідження на наявність неметалевих включень. З кожної частини злитка: головної «Г», середньої «С» та донної «Д» було відібрано по три зразки для отримання достовірніших результатів. В результаті досліджень були виявлені наступні неметалеві включення та їхня кількість у порівнянні зі шкалою балів кількості неметалевих включень: оксиди крапкові ОК; оксиди стрічні ОС; силікати крихкі СК; силікати плоскі СП; силікати невизначені СН; сульфід. Порівняння результатів, отриманих із дослідного злитка та злитка, отриманого з використанням існуючої технології, представлені у таблиці 1.

Таблиця 1 – Результати досліджень на наявність неметалевих
вкраплень

Частина злитка з якої взятий зразок	Номер зразка	Найменування вкраплень									
		ОК		ОС		СК		СП		СН	
		Звичайний злиток	Дослідний злиток	Звичайний злиток	Дослідний злиток	Звичайний злиток	Дослідний злиток	Звичайний злиток	Дослідний злиток	Звичайний злиток	Дослідний злиток
в час- тиці	1	1,0	0,5	2,0	1,5	1,0	0,5	1,0	0,5	0,5	0,5
	2	1,0	0,5	1,0	0,5	1,0	0,5	0,5	0,5	1,0	0,5
	3	1,0	0,5	1,0	1,0	0,5	0,5	1,5	1,0	0,5	0,5
середня частина	1	0,5	0,5	1,0	1,0	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5
	2	0,5	0,5	1,0	1,0	0,5	0,5	1,5	1,0	1,0	0,5
	3	0,5	0,5	1,0	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5	1,0	0,5
донна ча- стина	1	0,5	0,5	1,0	1,0	1,0	0,5	1,0	1,0	0,5	0,5
	2	0,5	0,5	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,5	1,5
	3	0,5	0,5	2,0	1,5	1,0	1,0	1,0	1,0	1,5	1,5

З таблиці 1 видно, що, майже незмінною залишається кількість неметалевих вкраплень в донній частині злитка, де вона є найбільшою. Це свідчить про те, що газодинамічний вплив у великій мірі спрямований на метал під час твердіння середньої та головної частини злитка, чим пояснюється зниження кількості неметалевих вкраплень в цих частинах.

При куванні дослідного злитка спостерігалось зниження витратного коефіцієнту, що пояснюється зменшенням шпаристості в головній частині злитка. При куванні злитка, що отриманий з використанням існуючої технології, витратний коефіцієнт складає 1,35, а при куванні дослідного злитка він склав 1,3, тобто зменшився на 5%.

Отримані результати свідчать про перспективність проведення подальших досліджень, що спрямовані на вдосконалення технології газодинамічного впливу на твердіючий в ливарній формі метал виливків та злитків.

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ УМЕНЬШЕНИЯ БРАКА ПО ЧЕРНЫМ ПЯТНАМ В ОТЛИВКАХ ИЗ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА

Повышенная концентрация MgS приводит к образованию брака, который принято называть «черные пятна» [1]. Поэтому, исследование причин возникновения, распределения и методов предотвращения образования сульфидов магния является актуальным.

Количественную оценку сульфидов магния проводили по серным отпечаткам, снятым с массивной отливки, охлаждающейся в комбинированной кокильно-песчаной литейной форме, используя программу Image Expert Pro 2. Серный отпечаток сканировали, производили срезы отдельных участков, по которым рассчитывали количество, процент площади занимаемой включениями, их периметр, максимальные диаметры вдоль и поперек направления ориентации объекта и вытянутость (отношение диаметров).

Исследовали распределение включений MgS по радиусу и высоте прокатного вала массой 2200 кг, отлитого в условиях ПАО «Днепропетровский завод прокатных валков». Химический состав чугуна, масс.‰: C – 3,10; Si – 1,41; Mn – 0,58; P – 0,214; S – 0,010; Cr – 0,34; Ni – 0,91; Mg – 0,03. Чугун выплавляли в 25-тонной пламенной печи и модифицировали металлическим магнием при температуре ~1370°C с помощью «колокола», который погружали на дно ковша. После очистки шлака заливку формы осуществляли при температуре ~1320°C.

Установлено аномальное повышение количества и площади включений на глубине 20–25 мм от поверхности теплоотвода в кокильной части литейной формы диаметром 450 мм. Поэтому при механической обработке отливок сложно обнаружить такой вид брака как «черные пятна», выявление которых может произойти в процессе эксплуатации прокатного вала при его переточках на меньший диаметр.

В поверхностном слое отливки до 6–7 мм площадь включений минимальна и составляет 0,12–0,13 мм². В бочке вала она достигает максимума на глубине ~25 мм. Это в 2,5 раза больше чем в верхней шейке и в 9 раз больше по сравнению с нижней шейкой, которые охлаждаются в песчано-глинистой форме.

В бочке и верхней шейке тенденция изменения средней площади включений MgS по толщине одинакова. После максимума на глубине ~25 мм наблюдается резкое уменьшение, а в осевой зоне отливки увеличение средней площади включений: в верхней шейке до 0,11 мм², в бочке – 0,33–0,23 мм².

В нижней шейке до глубины 50–60 мм площадь, занимаемая включениями MgS, незначительно увеличивается с 0,04 до 0,08–0,12 мм². В осевой зоне нижней шейки площадь включений сначала увеличивается, а затем резко уменьшается.

Расчеты показали, включения MgS в объеме отливки распределены неравномерно, а их количество увеличивается по высоте вала: в нижней шейке – 0,17%, в бочке – 0,71%, в верхней шейке – 1,72%, в прибыли – 48%.

Большая часть включений MgS всплывает из нижней шейки, бочки и верхней шейки вала в прибыль. В нижней шейке находится меньше всего включений, так как кроме всплывания неметаллических включений еще имеет место турбулентное перемешивание расплава во время заливки и его медленное затвердевание, обусловленное тем, что при сифонной литниковой системе с тангенциальным подводом питателя вся масса чугуна проходит через форму нижней шейки и разогревает ее.

При производстве прокатных валков в качестве одного из компонентов шихты используют прибыли. Их химический состав принимают равным среднему значению химического состава чугуна перед заливкой валков. Однако, согласно полученным результатам, в прибыли находится в несколько раз больше серы, чем планируется при расчете шихты. Повышенное содержание серы приводит к демодифицированию или появлению невыраженных форм графита при модифицировании чугуна магнием.

Таким образом, при шихтовке плавок прокатных валков и других отливок из высокопрочного чугуна, необходимо учитывать повышенное в несколько раз содержание серы в прибыли и корректировать количество вводимого магния при модифицировании. Также при шихтовке необходимо учитывать, что в валках, отработанных на производстве и возвращенных в переплав, содержание серы меньше, чем в химическом составе, приведенном в паспорте вала.

Список литературы

Ильичева Л.В., Попова Н.Ю. Образование черных пятен в чугуне с шаровидным графитом и методы борьбы с ними. Филиал ВНИТИ. Тема 2, 57-247/32, 1957. – 37 с.

УДК 621.74.002.6: 669.131.7

Хитько А.Ю.¹

Шапран Л.А.²

Иванова Л.Х.³

Адаменко Л.А.⁴

¹ канд. техн. наук, доцент НМетАУ;

² канд. техн. наук, доцент НМетАУ;

³ д-р техн. наук, профессор НМетАУ;

⁴ аспирант НМетАУ.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ МАТЕРИАЛА БАНДАЖИРОВАННЫХ РОЛИКОВ ПОСЛЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Результаты визуального обследования бандажированных роликов после эксплуатации, измерение их износа не позволяют с достаточной степенью достоверности сделать выводы о причинах выхода из строя, например, осей роликов, прогнозировать запас ресурса стойкости отдельных элементов конструкции и в целом бандажированных роликов. Поэтому проводили комплекс исследований структуры и свойств материалов бандажированных роликов после 3664 плавков эксплуатации и от снятых с эксплуатации после прорыва и поломок осей бандажированных роликов.

Исследования проводили в следующей последовательности: макроструктурный анализ, определение остаточных напряжений неразрушающим методом, определение свойств и микроструктуры материала роликов на образцах, вырезанных из кольцевых темплетов.

Исследованиями макроструктуры сечения отработавших роликов, бандажированных биметаллическими кольцами, установлено, что в биметаллическом бандаже отсутствовали трещины, расслоения между слоями, несмотря на наличие на границе соединения слоев отдельных неметаллических макровключений. Отсутствовали трещины и в оси бандажированного ролика. Под воздействием знакопеременных термомеханических нагрузок со стороны непрерывнолитых заготовок характер макроструктуры рабочего слоя изменился с дендритной на глобулярную. Остаточные напряжения первого рода определяли стандартным методом рентгеноструктурного анализа на аппаратуре УРС-2,0 в кобальтовом излучении съемкой методом обратного отражения. В результате установлено, что во внешнем – рабочем слое бандаж действовали сжимающие напряжения, во внутреннем слое бандаж – растягивающие напряжения +70,6 МПа в торцевой части и +138,9 МПа в центральной части бочки ролика.

Анализ результатов исследования механических свойств показал следующее: сплав внешнего рабочего слоя потерял пластичность и имеет низкий уровень прочностных свойств и ударной вязкости. Сплав внутреннего слоя сохранил высокий уровень прочностных, пластических свойств и ударной вязкости. По-видимому, именно это объясняет длительное сохранение конструкционной прочности биметаллических бандажей.

Структура рабочей поверхности в торцевой части ролика состояла из довольно грубой сетки α -фазы (микротвердость 1971 МПа) и дендритов отпущенного мартенсита (микротвердость 2001 МПа). Карбиды выделялись по границам дендритов в виде цепочек сравнительно крупных зерен, редко встречались несфероидизированные участки сетки. Внутри дендритов карбидные зерна были более мелкими. Внутренняя поверхность бандажа ролика имела перлитно-ферритную структуру с преобладанием феррита, микротвердость феррита 1412 МПа, перлита – 2167 МПа. Перлит – тонкий, трооститообразный. На границе соединения двух металлов встречались несплошности, структура менялась от α -фазы + мартенсит отпущенный через $M_{отп}$ до мелкозернистой α -фазы. Микротвердость зернистых участков 2520 МПа, феррита – 1706 МПа. Нередко в переходной зоне встречались «островки», состоящие из зернистого центра (2628 МПа), окруженного светлой фазой (1861 МПа).

Структура рабочего слоя в центральной части ролика заметно отличалась от структуры в торцевой зоне, что, по-видимому, связано с более жесткими условиями эксплуатации центральной зоны. Внутри дендритов было значительно меньше выделений карбидной фазы. Микротвердость α -фазы 1971 МПа, дендритов с выделениями – 2001 МПа. Внутренний слой имел такую же перлитно-ферритную структуру, как и в торцевой зоне. Перлит тонкопластинчатый с микротвердостью 2295 МПа, феррит с микротвердостью 1203 МПа. В переходной зоне были шлаковые включения крупной формы, небольшие несплошности, также заполненные шлаком. В структуре выделялись такие зоны: α -фаза (1344 МПа) + зернистые выделения карбидов (2471 МПа), чисто ферритная зона (1344 МПа).

Исследованиями установлено, что несущая способность оси бандажированных роликов была узким звеном, определяющим эксплуатационную стойкость роликов, а отсутствие упрочняющей термической обработки было причиной низких механических свойств материала оси и способствовало поломке ролика в процессе эксплуатации.

УДК 621.74.002.6: 669.131.7

Маймур Я.С.¹

Шляпин И.В.²

Иванова Л.Х.³

¹ аспирант НМетАУ;

² аспирант НМетАУ;

³ д-р техн. наук, профессор НМетАУ.

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ЛИТЬЯ ОТБЕЛЕННЫХ ЛИСТОПРОКАТНЫХ ЧУГУННЫХ ВАЛКОВ

Комплексное модифицирование (КМ) чугунов является эффективным способом повышения механических и эксплуатационных свойств отливок.

Целью работы была разработка перспективной технологии производства валков из комплексномодифицированного высокопрочного чугуна путем легирования и модифицирования валковых расплавов.

Отбеленные прокатные валки исполнения ЛШ-57 ТУ У 27.1-26524137-1291:2007 отливают в Украине способом «полупромывки». Для заливки литейной формы применяют чугуны двух составов: основной, модифицированный магнием, с содержанием кремния 0,8...1,2% и высококремнистый (металл «полупромывки») с содержанием кремния 5...7%. Валковую литейную форму через тангенциальную литниковую систему заполняют сначала основным металлом до уровня, превышающего верхний торец бочки валка на 250...350 мм. После этого следует временная выдержка для затвердевания отбеленного слоя, а затем осуществляется доливка валковой литейной формы высококремнистым чугуном.

По существующей технологии в вальцелитейном производстве металл плавят в индукционной печи. При температуре 1663...1673 К часть металла (8...10 т) выпускают в передаточный ковш и подвергают обработке металлическим магнием, количество которого рассчитывают на металл всей плавки. Модифицирование осуществляют в специальной камере методом принудительного погружения магния в расплав в баллонах-испарителях. Основной металл перегревают до температуры 1733...1753 К и выпускают в заливочный ковш КЗ-1, в который сливают также чугун, обработанный магнием из передаточного ковша КП. Для приготовления металла «полупромывки» используют заливочный ковш КЗ-2, в который загружают расчетное ко-

личество графитизирующего модификатора – ферросилиция марки ФС75 и переливают 8...9 т чугуна из ковша КЗ-1. После удаления шлака и достижения необходимых температур в обоих заливочных ковшах осуществляют заливку валковых литейных форм методом «полупромывки».

Недостатками существующего способа модифицирования валковых расплавов являются: необходимость применения дополнительной вытяжной вентиляции; значительный пироэффект и газовыделение; низкая экологичность процесса; значительное ухудшение служебных и механических свойств белого чугуна из-за наличия неметаллических включений.

Проведенными лабораторными исследованиями были установлены остаточные содержания РЗМ, обеспечивающие хорошие механические и служебные свойства белого валкового чугуна, а также необходимые содержания модификаторов в чугуне сердцевины и шеек валков, обеспечивающие получение графита с фактором формы 0,8...0,9 и гафния, обеспечивающего перлитизацию матрицы чугуна.

Учитывая все вышеизложенное, была разработана технология литья валков исполнения ЛШ-57 с использованием для модифицирования основного металла – КМ на базе РЗМ, а для металла «полупромывки» – КМ на базе магния, ферросилиция и феррогафния. Способ также включал отдельную обработку расплава чугуна для рабочего слоя валка (70...80% металла от общей массы металла) и для сердцевины и шеек (20...30% металла от общей массы). В качестве модификатора для рабочего слоя валка исполнения ЛШ-57 использовали лигатуру СРЗМ30 в количестве 0,75...1,5% от массы металла рабочего слоя валка, а для сердцевины валка – лигатуру КМг9, ферросилиций марки ФС75 и феррогафний марки ФГф15 в количестве 0,8...1,2; 6...7 и 0,5...1,0% от массы металла соответственно.

Таким образом, применение КМ значительно упрощает технологию получения модифицированного валкового расплава и сокращает продолжительность плавки за счет более низкой температуры выпуска расплава из плавильного агрегата. Кроме того, модифицирование редкоземельными металлами позволяет значительно (в 3–5 раз) уменьшить количество видимых неметаллических включений в рабочем слое валка при одновременном уменьшении их средних размеров и повысить износостойкость чугуна рабочего слоя.

УДК 620.183.2; 330.341

Бялик Г.А.¹

Гонтаренко В.И.²

Адамчук С.И.³

¹канд.тех.наук, доцент ЗНТУ;

²канд.тех.наук, профессор ЗНТУ;

³канд.тех.наук, с.н.с ЗНТУ.

РАЦИОНАЛЬНАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ВЫПЛАВКИ ЖАРСТОЙКИХ СТАЛЕЙ ФЕРРИТНОГО КЛАССА В ИНДУКЦИОННОЙ ЭЛЕКТРОПЕЧИ

Жаростойкие стали ферритного класса применяются для изготовления лопаток паровых турбин и других ответственных деталей, работающих при температуре до 450°C в условиях слабоагрессивных сред. Особенностью этих сталей является ограничение содержания углерода до низких (порядка 0,05–0,08%) значений. Стали с вышеуказанным содержанием углерода традиционно выплавляются в дуговых электропечах, при этом применяется технология с полным окислением.

После расплавления шихты проводится интенсивный окислительный период, в процессе которого удаляют углерод до заданных низких значений.

При плавке малоуглеродистых сталей и сплавов в индукционной электропечи необходимо в качестве основного компонента шихты использовать либо чистое железо (например, карбонильное), либо специальную малоуглеродистую шихтовую заготовку, полученную выплавкой в дуговой электропечи. В последнем случае это уже дуплекс-процесс. Стоимость основного компонента шихты в значительной степени определяет себестоимость выплавляемых сталей и сплавов.

В Запорожском национальном техническом университете разработана технология выплавки жаростойких сталей ферритного класса. В качестве плавильного агрегата использована индукционная электропечь ОКБ-860 емкостью 15 кг, а основным компонентом шихты выбрали отходы электротехнической стали.

Единственным легирующим элементом в электротехнических сталях является кремний, содержание которого в разных марках этих сталей составляет от 1,2 до 3,3%. Другие элементы являются вредными примесями и их содержание ограничивается.

Следовательно, для получения в качестве основного компонента шихты отходов электротехнической стали из нее необходимо удалить

часть кремния до значения, соответствующего содержанию этого элемента в конкретной марке жаропрочной стали.

Таким образом, технология выплавки жаростойкой стали ферритного класса включает два основных этапа:

- 1) удаление части кремния;
- 2) доведение жаростойкой стали до заданного химического состава присадкой феррохрома и других легирующих элементов.

Удаление кремния производится за счет его окисления и перевода из металла в шлак. Окисление кремния происходит при высоком содержании закиси железа в шлаке. При 20% содержании закиси железа в шлаке содержание кремния в металле при плавке в печи с кислой футеровкой может быть понижено при 1600°C до 0,02%. Удаление кремния до предельно низких значений не всегда необходимо, особенно в случае выплавки жаростойких сталей, в которых кремний является легирующим элементом. Поэтому при использовании в качестве основного компонента шихты отходов электротехнической стали актуальным является экспресс-анализ металла на кремний по ходу плавки. В данной работе для этой цели использовали специально разработанный прибор для определения содержания кремния методом термоздс. Образцы для экспресс-анализа отбирали с помощью специального кварцевого пробоотборника.

При содержании кремния порядка 0,1% содержание кислорода в стали составляет 0,03%. Поэтому после снижения содержания кремния и удаления шлака с кремнеземом необходимо навести новый шлак, ввести в расплав феррохром и производить раскисление металла дозированными присадками алюминия в процессе второго этапа плавки – доведения металла до заданного химического состава для предотвращения неконтролируемого угара легирующих элементов, средство которых к кислороду больше, чем у железа.

Конечное раскисление стали производили присадкой алюминия в разливочный ковш.

По предлагаемой технологии были выплавлены жаростойкие стали марок 08X13 и 08X17T. Химический состав металла опытных плавов соответствовал стандартному, содержание углерода не превышало 0,04–0,05%.

Неметаллические включения в опытных плавках жаропрочных сталей исследовали металлографическим методом. Включения были представлены, в основном, хромитами. В стали 08X17T встречались единичные включения нитридов титана. Общее содержание включений не превышало 0,04–0,05%.

УДК 620.183.2;330.341

Вильчек А.И.¹

Гонтаренко В.И.²

Бялик Г.А.³

¹ канд.тех.наук, доцент ЗНТУ;

² канд.тех.наук, профессор ЗНТУ;

³ канд.тех.наук, доцент ЗНТУ.

ВЛИЯНИЕ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ НА КОНТАКТНУЮ ВЫНОСЛИВОСТЬ ШАРИКОПОДШИПНИКОВОЙ СТАЛИ

Одной из важнейших задач современного машиностроения является повышение долговечности подшипников качения, работающих при высоких контактных циклических нагрузках. При этом особое значение имеет повышение контактной выносливости подшипниковой стали за счет улучшения качественных показателей металла.

Перспективным является создание в процессе металлургического передела благоприятной природы неметаллических включений с точки зрения их наименьшего негативного влияния на контактную выносливость.

В данной работе исследовали влияние природы, формы, содержания и распределения неметаллических включений на контактную выносливость стали ШХ15 различных способов производства.

Опытный металл выплавляли в основных и кислых электропечах как методом открытой выплавки, так и с применением вакуумирования и комплексной вакуум-шлаковой обработки. Отдельные слитки были получены электрошлаковым переплавом.

Слитки стали были прокатаны на прутки. Изготовление образцов для испытаний на контактную выносливость включало токарную обработку, стандартную термическую обработку, шлифование и финишное полирование на специально спроектированном и изготовленном устройстве.

Неметаллические включения изучали непосредственно на рабочей поверхности образцов на световом микроскопе, при этом методом «П» определяли загрязненность опытного металла неметаллическими включениями.

Испытания на контактную выносливость проводили на установках МКВ-К до появления на рабочей поверхности образцов усталостного выкрашивания – питтинга.

Характер усталостного выкрашивания был идентичен для всех исследованных образцов независимо от технологии выплавки стали ШХ15.

Поверхности разрушения исследовали методом электронной микрофрактографии с помощью углеродных экстракционных реплик на просвечивающем электронном микроскопе.

По данным металлографического анализа преимущественным видом неметаллических включений в стали, выплавленной под основным шлаком, были включения корунда, под кислым – сульфиды и оксисульфиды. Вакуумирование существенно уменьшило количество и размеры оксидных включений.

Долговечность образцов практически не зависела от общего содержания включений. Следует отметить, что сталь, выплавленная под кислым шлаком, имела высокий уровень как гарантированной N_{10} так и средневероятностной N_{50} долговечности. Дополнительное вакуумирование уменьшало размеры и количество оксидных включений, что приводило к заметному увеличению N_{10} и N_{50} .

Анализ микрофрактографических исследований показал, что инициаторами зарождения усталостных трещин являются остроугольные включения корунда.

Установлено, что сульфидные включения в качестве демпфирующих сульфидных оболочек, в значительной степени нейтрализуют негативное влияние оксидов как концентраторов напряжений. Поэтому контактная выносливость стали, выплавленной под кислым шлаком, с повышенным содержанием серы, заметно превышает аналогичные показатели стали, выплавленной в основной электропечи и более чистой по общему содержанию включений.

Вакуум-шлаковая обработка стали ШХ15 в зависимости от ее режимов позволяет в широких пределах управлять как природой, так и содержанием неметаллических включений.

Эффективно воздействовать на содержание и размерные характеристики неметаллических включений можно и в процессе термометаллургической обработки. При этом происходило измельчение неметаллических включений, часть из которых достигала критического размера и растворялась в твердом металле.

Наиболее чистыми по содержанию неметаллических включений были образцы стали ШХ15 после электрошлакового переплава. Долговечность этих образцов была на 40...50% выше, чем образцов, изготовленных из металла соответствующих расходуемых электродов.

УДК 621.74:669.13

Калашникова А.Ю.¹

Белич А.В.²

Иванова Л.Х.³

¹ аспирант НМетАУ;

² аспирант НМетАУ;

³ д-р техн. наук, профессор НМетАУ.

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА ЛИТЬЯ ОТЛИВКИ «КОРПУС НАСОСА» ИЗ ВЫСОКОХРОМИСТОГО ЧУГУНА

Для производства корпусов насосов работающих под действием высоких нагрузок применяют износостойкий чугун с высоким содержанием хрома и никеля, в частности ИЧХ28Н2. При работе с износостойким чугуном технологам литейного цеха необходимо уделить особое внимание разработке технологического процесса, так как данный сплав имеет значительную усадку, в сравнении с обыкновенным серым чугуном, что связано с высоким содержанием легирующих элементов – более 30%. Современные условия производства в литейных цехах ставят сложные задачи перед технологами: повышать качество изготавливаемых изделий, сокращать сроки разработки технологии производства отливок и модельной оснастки. Зачастую, в связи с небольшими сериями, разработку технологического процесса необходимо производить без изготовления опытных партий отливок и корректировки полученных результатов.

Целью работы была разработка основных параметров технологического процесса литья отливки «корпус насоса» из чугуна ИЧХ28Н2, в частности, скорости заливки, температурного режима формы, продолжительности выдержки до извлечения из формы, массы прибыли и детали с необходимыми припусками, размеров литниковопитающей системы.

Эффективным для решения поставленной задачи является пакет SolidWork, работающий совместно с программой LVMFlow. При работе с программой LVMFlow можно не только контролировать ход заливки, температурный режим в форме, скорости заливки, давление на стенки формы, усадку, но и рассчитать сечение, размер и объем металла, необходимые для питания отливки. Это позволит определить оптимальный размер прибыли без проверки надежности и работоспособности прибыли в реальном технологическом процессе, и как следствие, предотвратить возможный брак первой партии продукции.

С помощью программы SolidWorks была добавлена прибыль в соответствии с значениями рекомендованными программой LVMFlow. Выполнить цилиндрическую прибыль Ø110 мм в месте требующем питания не представлялось возможным в связи с особенностями конструкции детали, поэтому применили кольцевую прибыль соответствующую рекомендованному сечению и размерам. Проконтролировав все параметры определяемые программой LVMFlow, получены данные о том, что моделируемая технология удовлетворяет всем требованиям получения качественной отливки «Корпус насоса».

Выводы. Полное моделирование и анализ расчетных полей, показали, что размеры спроектированных питателей, шлакоуловителя, стояка рассчитаны правильно. При заливке не создается повышенного давления на стенки формы со стороны питателей, что исключает разрыв формы. Прибыль, рассчитанная методом определения теплового модуля, позволяет избежать в отливке дефектов усадочного происхождения. Полость формы полностью заполняется, при этом питатели не «перемерзают», что свидетельствует о правильном расчете литниковой системы. Модель технологического процесса, разработанного с помощью компьютерного моделирования, опробована в производстве. Получены качественные отливки.

УДК 671.791.927.5

Камель Г.И.¹

Кириченко Н.А.²

¹ д-р техн. наук, доцент ЗНТУ;

² студент гр. ИФ-410.

ОСОБЕННОСТИ СВАРКИ ЛИТОГО СТАЛЬНОГО КОРПУСА СО ВТУЛКОЙ ИЗ МОНЕЛЬ-МЕТАЛЛА, ПОЛУЧЕННОГО ЦЕНТРОБЕЖНЫМ ЛИТЬЕМ

Наибольший объем материальных затрат при изготовлении и ремонте варочных установок Камюр приходится на питатели высокого давления (ПВД), срок службы которых зависит от правил эксплуатации и условий работы. На сопрягаемых конических поверхностях ротора и корпуса происходят сложные физико-химические процессы

из-за агрессивности щелочной среды, высокой температуры (160...180°), а также идет интенсивный износ: абразивный, гидроабразивный, ударно-абразивный, граничное трение-скольжение и т. п. Анализ механизма износа конической поверхности ротора показал, что основным видом износа, определяющий ресурс работы ПВД является гидроабразивный износ при малых углах атаки ($\alpha = 10...14^\circ$).

Корпус ПВД состоит из стали 20 Л и запрессованной в нее втулки изготовленной центробежным литьем из кремнистого медно-никелевого сплава (фирмы Камюр: никель – 49,5%, железо – 1,01%, остальное медь, твердость 320 НВ; фирмы Альстрем: никель – 49,8%, кремний – 3,34%, меди – 47,3%, твердость 340 НВ; отечественного производства: никеля – 47,1%, кремния – 3,4%, медь – 46,3%, марганец – 0,06%, углерод – 0,06%, сера – 0,03%, фосфор – 0,03%, твердость 320 НВ).

После запрессовки втулки в корпус возникает необходимость в приварке втулки к корпусу по всему периметру торцев сопряжения. Сварка втулки из кремнистого монель-металла со стальным корпусом выполнялась электродами: ОЗЛ-2, ОЗЛ-6, ОЗЛ-4, ЦЛ-25, ОК 67-70 и ОК 92-28 (Финляндия). В процессе приварки втулки к корпусу возникали поверхностные трещины.

В настоящее время разработана более совершенная технология ремонта с использованием полуавтоматической сварки в среде аргона с применением композитной проволоки из монель-металла при одно-временном плавлении оболочки и сердечника с образованием на конце электрода общей капли. В качестве оболочки композитной проволоки использовалась медная лента толщиной 0,2–0,4 мм, а сердечником служили никелевые проволоки диаметром 0,6–0,8 мм.

Режимы сварки: ток постоянной полярности 240–260 А; напряжение 170 мВ; вылет электрода 25–30 мм; расход аргона 16–20 л/мин. Композитную проволоку диаметром 2,5–3,2 мм получали на специальной установке с волочением медной ленты и никелевых проволок через твердосплавные фильеры.

В качестве наплавки для облицовки конической поверхности ротора использовались листы холоднокатанной стали типа 12Х18Н10Т толщиной 10, 16 и 20 мм шириной 700 мм и длиной 2000 мм получаемой согласно ГОСТ $\frac{A10\text{ГОСТ}19903-74}{12\text{Х18Н10ТГОСТ}7550-77}$ и лист $\frac{B-10\text{ГОСТ}19904-90}{40\text{Х13ГОСТ}5582-75}$,

где А и В – соответственно высокая и нормальная точность прокатки листа. Могут быть использованы листы горячекатаного производства.

12Х18Н10Т толщиной 6, 7, 8, 9, 10, 12, 14, 16 мм;

ХН38ВТ (ЭК 703) толщиной 7, 8, 9, 10, 12, 14, 16 мм;

ХН60ВТ (ЭМ 868, ВЖ-98) толщиной 5, 7, 9, 14 мм.

Данные материалы хорошо поддаются плазменной резке, гибки, сварке и мехобработке. Для повышения износостойкости накладок используется способ износостойкой наплавки кромок по местам максимального износа. Для этой цели использовались плазменная наплавка износостойкими порошками СНГН-50 с добавлением карбида кремния или бора до 30% или плазменная износостойкая наплавка.

Наиболее износостойкими материалами обладают состав порошков на базе СНГН-50 с добавкой до 30% карбида бора, который и выбираем для наплавки кромок накладок.

УДК 669.15:62

Слынько Г.И.¹

Слынько А.Г.²

¹ д-р техн. наук, профессор, ЗНТУ;

² инженер, Агроресурс.

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ НА СТРУКТУРУ ФОСФОРИСТЫХ ЧУГУНОВ

Фосфористый чугун является важным конструкционным материалом в автодвигателестроении. Его хорошие литейные свойства обеспечивают возможность получения высококачественных тонкостенных отливок блоков цилиндров, а также высоконагруженных деталей переменного сечения, таких как коленчатые и распределительные валы и другие. Сечение указанных деталей изменяется в широких пределах (от 3,0 до 50,0 мм). Кроме того поверхности трения таких деталей, как распределительные валы, коромысла и толкатели клапанов необходимо дополнительно упрочнять, например, методом поверхностного плазменного оплавления. Микроструктура в деталях, закристаллизованных с разной скоростью, изменяется в широких пределах, что, безусловно, влияет на их механические и эксплуатационные свойства.

Проведено исследование влияния скорости кристаллизации фосфористых чугунов на процессы структурообразования и морфологию неметаллических включений. Исследовали серые с пластинчатым

и высокопрочные с шаровидным графитом чугуны, в которых содержание фосфора изменялось от 0,02 до 1,0%. Литые заготовки диаметром от 3,0 до 50,0 мм получали литьем в сухие стержневые формы. Упрочнение рабочего поверхностного слоя проводили плазменным оплавлением.

Методом металлографического анализа установили, что с увеличением присадок фосфора и сечения опытных образцов микроструктура их металлической матрицы изменялась от перлитной, в тонкостенных образцах с низким содержанием фосфора, до перлитно-ферритной (15–30% феррита), в толстостенных образцах с высоким содержанием фосфора. Причем, снижение скорости кристаллизации оказывало более существенное влияние на ферритизацию чугунов с пластинчатым и шаровидным графитом, чем увеличение присадок фосфора. Количество, форма, размеры и распределение фосфидной эвтектики и графита в опытных образцах изменялись в широких пределах. Возрастающие присадки фосфора способствовали погрублению пластин графита в сером чугуне и снижению степени сфероидизации глобулей графита в высокопрочном чугуне. Количество фосфидной эвтектики увеличивалось в образцах разных сечений с увеличением присадок фосфора. Более интенсивное увеличение количества и размеров фосфидной эвтектики наблюдалось с увеличением сечения литых образцов.

Исследование микроструктуры опытных чугунов, упрочненных методом поверхностного плазменного оплавления, показало, что в поверхностном слое образуется ледебуритная структура с мелкодисперсными включениями фосфидной эвтектики. Под оплавленным слоем образуются переходные зоны со структурой троостита или троостосорбита, исключающие растрескивание ледебуритного слоя. Графитовые пластины длиной более 120 мкм и глобулы диаметром более 60 мкм трудно растворяются в оплавленном слое и являются недопустимыми в структуре чугунов при упрочнении поверхностей деталей методом их оплавления.

Таким образом, регулирование микроструктуры чугунов, количества, формы, размеров и распределения неметаллических включений можно проводить регулированием количества присадок фосфора в зависимости от сечения литых заготовок, обеспечивая заданные требования к свойствам фосфористых чугунов для деталей различного назначения.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ЗАТВЕРДЕВАНИЯ ПРОКАТНЫХ ВАЛКОВ С ТЕПЛОИЗОЛЯЦИЕЙ НАРУЖНОЙ ПОВЕРХНОСТИ БОЧКИ

Современные программы компьютерного моделирования не учитывают множества теплофизических процессов, возникающих при фазовых переходах сплава из жидкого в твердое состояние, особенно-стей теплообмена в литейной форме и на граничных поверхностях. Поэтому точность результатов расчета во многом зависит от адаптации модели к реальным процессам затвердевания сплава, полученным с помощью экспериментальных термографических исследований.

Экспериментальные исследования процессов затвердевания проводили в условиях вальцелитейного цеха ПАО «Днепропетровский завод прокатных валков» с помощью хромель-алюмелевых термопар. Литейные формы прокатных валков собирали на двухместном поддоне. Заливку производили через сифонную литниковую систему с тангенциальным подводом питателей в нижние шейки. Химический состав чугуна исполнения СПХН-60 масс. %: С – 3,59; Si – 0,61; Mn – 0,53; P – 0,051; S – 0,024; Cr – 0,64; Ni – 1,65; Mo – 0,024; Cu – 0,12. Масса прокатных валков составляла по ~900 кг.

Серийный валок выполняли по действующей технологии, а в опытном валке наружную поверхность кокиля теплоизолировали от окружающей среды через заданный промежуток времени.

Результаты замера температуры рабочего и переходного слоев на глубине 20 и 60 мм показали уменьшение скорости охлаждения опытного валка. Эти экспериментальные данные использовали при адаптации математической модели в пакете LVMFlow, корректируя теплофизические свойства жидкого, кристаллизующегося и затвердевшего металла.

Анализ экспериментальных и расчетных кривых охлаждения, полученных с помощью пакета LVMFlow показал высокую сходимость результатов.

Разработанная технология литья валков с теплоизоляцией наружной поверхности бочки обеспечивает снижение остаточных напряжений в отливке за счет уменьшения перепада температур по толщине отливки опытного валка.

СЕКЦІЯ «КОЛЬОРОВІ СПЛАВИ»

УДК 621.74

Глотка О.А.¹

Коваль А.О.²

Грешта В.Л.³

¹ старший викладач ЗНТУ;

² старший лаборант ЗНТУ;

³ канд. техн. наук, доцент ЗНТУ.

ОЦІНКА РОЗПОДІЛУ ВОЛЬФРАМУ В РОЗРОБЛЕНИХ СТОПАХ НА НІКЕЛЕВІЙ ТА ЗАЛІЗНІЙ ОСНОВАХ

Витоплення металів відповідального призначення, до яких відносяться ливарні жароміцні стопи на нікелевій основі, в вакуумних індукційних печах (ВІП), обумовлено особливими перевагами цього способу в порівнянні з іншими методами. Використовуючи ВІП, можливо, отримувати стопи, що містять поверхнево активні елементи та забезпечувати контроль шкідливих домішок, які впливають на експлуатаційні властивості. Іншою перевагою є те, що при витопленні рідкий метал перемішується примусово електромагнітними полями, це дає змогу отримати рівномірність розподілу легувальних елементів по перетину тигля, і як наслідок по перетину деталі.

Згідно з вимогами ВІАМ витоплення стопів проводиться з використанням чистих шихтових елементів (чистих металів) з обмеженим вмістом домішок кольорових металів. Що призводить до висування високих вимог до якості матеріалів, які використовуються [1]. Це викликає збільшення часу витоплення, в наслідок тривалого розчинення шихти. Саме заміна чистих елементів розробленими стопами [2, 3] може підвищити швидкість розтоплення, рівномірність розподілення та знизити вартість стопу.

Таким чином постає задача у визначенні розподілу легувальних елементів в розроблених стопах, що впливає на характер ліквідаційних явищ в спеціальних стопах на залізній та нікелевій основах витоплених з їх використанням.

Оскільки визначення вмісту вольфраму при його кількостях більш ніж 18%(мас.) не можливо за допомогою спектрометра (обумов-

лено відсутністю ГОСТованих еталонів) то дослідження розподілу легувальних елементів проводили на растровому електронному мікроскопі JEOL JSM-6360LA, який оснащений системою рентгеноспектрального енергодисперсійного мікроаналізу при прискорювальній напрузі від 15 до 30 кВ та силі струму зонда від 4 μ A до 30 μ A у вторинних та відбитих електронах. Кількісний рентгеноспектральний мікроаналіз виконаний при порівнянні отриманих спектрограм з еталонами. Зразки перед випробуванням механічно шліфували та полірували.

Розподіл хімічних елементів по об'єму зливка визначався при вертикальному та горизонтальному розрізах по центральній осі. При цьому, було обрано чотири характерні точки, які найбільш віддалені одна від іншої і максимально характеризують явища ліквації (рис. 1). Площа з якої отримували характеристичне випромінювання складала 2×2 мм.

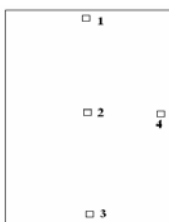


Рис. 1. Розташування точок на зливку в яких визначали хімічний склад

Відповідно до аналізу отриманих результатів (табл. 1) слід зазначити, що в стопі Fe-30%W спостерігається лікваційні явища із підвищення кількості вольфраму в вершині зливку. Це може бути викликано тим, що завантаження брукхту здійснювалося на завершальній стадії витоплення, тобто він знаходився на поверхні шихти. Подібний розподіл вольфраму спостерігається і в стопі Fe-50%W.

Стоп Fe-70%W має знижену кількість вольфраму в вершині зливку і дещо збільшується в нижній частині. Висувається припущення, що вольфрам, як тугоплавкий елемент розчиняється в останню чергу, тому він при розчиненні заліза та нікелю поступово занурився на донну частину зливку де і відбулося його розтоплення. Таким чином, розподіл вольфраму по об'єму зливка залежить не тільки від розташування його в шихті, а і від кількості його в стопі. Зростання об'ємної частки вольфраму призведе до більш рівномірного розподілення по зливку.

В стопі Ni-30%W маємо підвищену кількість вольфраму в нижній частині зливку. Це може бути викликано тим, що завантаження брукхту здійснювалося в першу чергу, тобто він знаходився на дні орудового муфелю. Схожий розподіл вольфраму спостерігається і в стопі Ni-70%W.

Стоп Ni-50%W має знижену кількість вольфраму в вершині та нижній частині зливку і дещо збільшується в середній частині. Такий розподіл є нехарактерний, для вище описаних стопів. Висувається

припущення, що збільшення вольфраму в середній частині зливку може бути викликано перемішуванням розплаву при витоїплені, електромагнітним та механічним способами.

Таблиця 1 – Хімічний склад стопів в певних точках зливку

Номер точки	Хімічний склад (% мас.)					
	Fe	Ni	W	Fe	Ni	W
Стоп Fe-30%W			Стоп Ni-30%W			
1	58,53	3,75	37,72	2,49	64,61	32,90
2	65,77	4,28	29,95	2,33	63,47	34,19
3	61,25	3,78	34,97	2,99	60,91	36,10
4	66,51	3,80	29,70	2,46	62,60	34,94
Стоп Fe-50%W			Стоп Ni-50%W			
1	33,57	3,85	62,58	3,56	47,25	49,19
2	39,25	4,32	56,43	2,90	35,85	61,25
3	46,42	5,77	47,81	3,27	42,81	53,92
4	40,78	4,28	54,97	4,17	50,77	45,06
Стоп Fe-70% W			Стоп Ni-70% W			
1	20,53	7,12	72,35	4,43	26,87	68,70
2	20,19	6,23	73,58	5,61	19,84	74,55
3	19,99	6,27	73,74	5,32	15,30	79,38
4	21,58	7,45	70,97	5,76	18,61	75,63

Таким чином, розподіл вольфраму залежить від способу завантаження шихти під час витоїплення стопів та від способу і інтенсивності перемішування розтопу.

Список літератури

1. Каблов Е.Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технологии, покрытия) / Е.Н. Каблов. – М.: МИСИС, 2001. – 632 с.
2. Глотка О.А. Виготовлення Ni-W лігатури для легування стопів на основі нікелю /О.А.Глотка, А.Д.Коваль // Вісник двигунобудування. – 2008.– № 1. – С. 139–142.
3. Глотка О.А. Використання важкотопкого брухту для виготовлення Fe-W лігатури / О.А.Глотка, А.Д.Коваль // Вісник двигунобудування – 2008. – № 2 – С. 164–170.

ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ТИТАНОВИХ ВИЛИВКІВ ШЛЯХОМ ВИДАЛЕННЯ ЛИВАРНИХ ДЕФЕКТІВ

Дефекти у титанових виливках виникають через відхилення окремих параметрів технологічного процесу від оптимальних значень і їх вихід за допустимі межі.

Основні внутрішні дефекти титанових виливків – це усадкові і газово-усадкові раковини і пори, які скорочують ефективну площу перерізу виливків, що негативно впливає на їх механічні властивості. Причинами газо-усадкової пористості і раковин можуть бути: відсутність направленої кристалізації в об'ємі виливка, недостатнє живлення рідким металом, занадто висока температура заливання або занадто низька температура і швидкість заливання та ін.

Вартість титанових виливків підвищується не тільки за рахунок високих вимог до видалення внутрішніх дефектів, що зменшує відсоток придатного литва, а і за рахунок вартості контролю і виявленню дефектів, яка складає до 8–15% собівартості литва [1]. Кількість і розміри допустимих дефектів у виливках визначаються технічними умовами. Для підвищення виходу придатного та зменшення собівартості виливків непридатні виливки піддають ремонту з подальшим контролем дефектних частин [2].

Основним традиційним методом виправлення внутрішніх дефектів у титанових виливках є заварювання. Заварювання дефектів виконують аргонодуговим методом з вольфрамовим електродом і в атмосфері аргону чистоти не менше 99,7%, після чого виливки обов'язково проходять повторний рентгенівський контроль [1].

При дотриманні технології зварювання не спостерігається негативний вплив на статичну міцність, однак втомні властивості можуть знижуватись на 25–30% і тому для відповідальних деталей рекомендовано застосовувати обробку гарячим ізостатичним пресуванням.

Гаряче ізостатичне пресування (ГІП) є більш сучасним методом виправлення внутрішніх дефектів і полягає у обробці виливків високою температурою та високим всебічним тиском інертного газу. Видалення дефектів відбувається за рахунок пластичної деформації, повзучості, вакансійного і дислокаційного механізмів [2].

Найбільш сильний вплив ГІП має на властивості титанових виливків з дефектами. Після ГІП вони мають кращі механічні властивос-

ті, ніж виливки після заварювання. Дослідження [3] припускають, що ефективність ГПП залежить від ступеню легування сплаву, який визначає ширину інтервалу кристалізації, і відповідно схильність до утворення усадкової пористості. Чим ширше інтервал кристалізації і більше дефектів у литій деталі, тим більше буде різниця між показниками властивостей виливків до і після ГПП.

У зоні ліквідованого дефекту утворюється структура, наближена до структури деформованого металу, і її елементи подрібнені у порівнянні зі структурними складовими основної частини виливка, що приводить до підвищення механічних властивостей, циклічної міцності, корозійних і інших технологічних і експлуатаційних властивостей [2].

Таблиця 1 – Механічні властивості литих зразків із сплаву ВТ5Л після виправлення дефектів [1]

Стан зразків	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	δ , %	ψ , %	KCU, МДж/м ²	σ_{-1} , МПа
Литі без дефектів	786	12,1	26	49	226
Литі з раковиною діаметром 3 мм	709	2,3	8	—	147
Литі, раковину заварено	765	7	14	39	177
Литі після ГПП	813	17,4	34,6	71	245

Незважаючи на велику кількість досліджень, досі не визначено оптимальну температуру, тиск та тривалість обробки ГПП для титанових сплавів ВТ5Л і ВТ20Л. Подальшого вивчення потребує вплив розмірів, форми і розташування дефектів у об'ємі виливка на ефективність обробки.

Список літератури

1. Братухин А.Г. Производство фасонных титановых отливок из титановых сплавов / А.Г. Братухин, Е.Л. Бибииков, С.Г. Глазунов. – М.: ВИЛС, 1998. – 292 с.
2. Галдин Н.М. Цветное литье: Справочник / Н.М. Галдин, Д.Ф. Чернега, Д.Ф. Иванчук. – М.: Машиностроение, 1989. – 528 с.
3. Ильин А.А. Титановые сплавы Состав, структура, свойства [Справочник] / А.А. Ильин, Б. А. Колачев, И. С. Полькин. – М.: ВИЛС-МАТИ, 2009. – 520 с.

УДК 621.74

Ольшанецкий В. Є.¹

Степанова Л.П.²

Семічева К.С.³

¹ д-р техн. наук, професор ЗНТУ;

² канд. техн. наук, доцент ЗНТУ;

³ магістр.

ВПЛИВ МІКРОЛЕГУВАЛЬНОЇ ДОБАВКИ РЕНІУ НА ЕФЕКТИВНУ ЕНЕРГІЮ АКТИВАЦІЇ МІГРАЦІЇ МЕЖ ЗЕРЕН У НІКЕЛІ ТА ЗАЛІЗІ З ВИСОКОЧИСТИМИ ОСНОВАМИ

Енергія активації росту зерен є важливою мікроскопічною характеристикою з якою пов'язана середньостатистична швидкість міграції великокутових границь в металевих системах. Знання ефективного значення цього енергетичного параметру дає конкретне уявлення про потенціальну можливість здійснення процесу роста при будь-якій вибраній температурі. Окрім цього, енергія активації росту зерен знаходиться в чіткому кореляційному зв'язку з енергією активації елементарного процесу, контролюючого міграцію окремих границь (найчастіше коефіцієнт такої кореляції близький до одиниці).

Характер міграції меж, що контролюється зміною у часі питомої поверхні зерен розглядаємих високочистих модельних систем Ni – Re та Fe – Re при температурах 580 та 600°C, може бути зрозумілим з аналізу складних за формою часових залежностей, побудованих в координатах «логарифм натуральний приведенного середнього розміру зерна – час відпалу». Використання логарифмічних координат дає можливість знайти в будь-якому часовому інтервалі прояв певного експоненціального закону росту. Ці залежності були побудовані за результатами оцінок питомої поверхні меж зерен повністю рекристалізованих зразків сплавів методом випадкових січних.

Для визначення енергій активації був використаний модифікований варіант методу найменших квадратів, що включає застосування середнього значення будь-якої варіанти (x_i^*). Завдяки цьому, у методі найменших квадратів можна усунути взаємний вплив значень середньостатистичних похибок коефіцієнтів (Δa) та (Δb) лінійного рівняння

$$y_i = a + bx_i^* \quad (1)$$

Для зменшення середньоквадратичної похибки у визначенні енергії активації (ΔQ) використовували прийом лінійного згладжування найкращої прямої шляхом розрахунку проміжних значень y_i .

Кутовий коефіцієнт b визначали за формулою:

$$b = \frac{\sum_{i=1}^n x_i y_i - n \bar{x} \bar{y}}{\sum_{i=1}^n x_i^2 - n \bar{x}^2} \quad (2)$$

і далі розраховували енергію активації Q із співвідношення:

$$Q = b \cdot R, \quad (3)$$

де R – універсальна газова стала, яка дорівнює $8,314 \text{ Дж}/(\text{моль} \cdot \text{К})$.

Для перевірки надійності отриманого значення Q використовували емпіричний коефіцієнт кореляції

$$r_{y_i/x_i} = \frac{\sum_{i=1}^n x_i y_i - n \bar{x} \bar{y}}{\sqrt{\left(\sum_{i=1}^n x_i^2 - n \bar{x}^2 \right) \left(\sum_{i=1}^n y_i^2 - n \bar{y}^2 \right)}}. \quad (4)$$

При цьому помилку ΔQ оцінювали за формулою:

$$\Delta Q = R \cdot \frac{\sum_i^n \left(\frac{\Delta K}{K} + 2 \frac{\Delta a_0}{a_0} \right)_i \cdot (T_i^{-1} - \bar{T}_i^{-1})}{\sum_i^n (T_i^{-1} - \bar{T}_i^{-1})^2}. \quad (5)$$

В таблиці 1 відображені вихідні розрахункові дані, оцінки значення енергії активації росту ізомерних зерен, середньоквадратичні помилки (ΔQ) та коефіцієнти кореляції r , що були розраховані для двох модельних систем Ni – Re та Fe – Re.

На підставі отриманих результатів можна зробити висновок про те, що додавання ренію у нікель та залізо приводить до підвищення енергії активації. Це пов'язано з тим, що реній має більшу температуру

плавлення ніж залізо і нікель, і тому він підвищує сили міжатомних зв'язків. Крім цього, він розташовується по межах зерен, зменшуючи їх поверхневу енергію і відповідно тим самим швидкість міграції. Водночас збільшення енергії також сприяє гальмуванню цього процесу, що є корисним для збереження або покращення вихідних механічних властивостей. При цьому як показали дослідження нікелю при додаванні ренію у кількості від $0,4 \cdot 10^{-4}$ ат. часток до $2,0 \cdot 10^{-4}$ ат. часток енергія активації у межах похибки практично не змінюється. Це можна пояснити тим, що при заповненні меж зерен атомами ренію при його наступному додаванні, починаючи з означеної малої кількості, він буде розташовуватися у твердому розчині, майже не впливаючи на енергію активації.

Таблиця 1 – Вихідні розрахункові дані, розраховані значення енергії активації росту ізомірних зерен, середньоквадратичні помилки (ΔQ) та коефіцієнти кореляції r (1 – чистий нікель та мікролегований ренієм, 2 – чисте залізо та мікролеговане ренієм)

	Система	r_{y_i/x_i^*}	$Q, \text{кДж/моль}$	$\Delta Q, \text{кДж/моль}$
1	Чистий Ni	0,977	185,89	$\pm 0,2$
	Ni+ $0,4 \cdot 10^{-4}$ Re	0,823	169,98	$\pm 0,1$
	Ni+ $2,0 \cdot 10^{-4}$ Re	0,999	169,57	$\pm 0,2$
2	Система	0,861	114,3	$\pm 0,42$
	Fe+ $0,8 \cdot 10^{-4}$ Re	0,872	122,67	$\pm 0,2$
	Fe+ $60 \cdot 10^{-4}$ Re	0,758	131,88	$\pm 0,2$

Також дослідження показали, що більш ефективний вплив на підвищення енергії активації нікелю ніж для заліза, скоріш за все пов'язаний з тим, що як і у вольфрамі, додавання ренію в ОЦК-гратку останній приводить до зменшення енергії зв'язку атомів впровадження з межами зерен. Тому при підвищенні температури атоми впровадження, які зазвичай гальмують рух границь зерен, уходять з них, тим самим зменшуючи енергію активації їх росту. В нікелі такого ефекту не спостерігається, оскільки він має іншу атомно-кристалічну будову (ГЦК-гратку).

УДК 621.74.669.018.44

Самойлов Ю. В.¹,

Цивірко Е. І.²,

Самойлов В. Є.³

¹асистент ЗНТУ;

²д-р техн. наук, професор ЗНТУ;

³канд. техн. наук, доцент ЗНТУ.

ВЗАЄМОЗВ'ЯЗОК ПОВЕРХНЕВОГО НАТЯГУ, СТРУКТУРИ І МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ НА ПРИКЛАДІ НІКЕЛЮ І СПЛАВІВ НА ЙОГО ОСНОВІ

Фізико-механічні і службові характеристики литих деталей в значній мірі залежать від розмірів і розташування макро- і мікроре-рен металевої матриці сплавів. Згідно термодинамічної теорії кристалізації на параметри структури сплавів істотно впливає поверхневий натяг розплаву [1], управляючи яким можна помітно поліпшити якісні характеристики виливків, що є в даний час цілком актуальним.

Досліджували вплив поверхневого натягу розплаву на мікротвердість, макро- і мікроструктуру та механічні властивостями (σ_b , δ) нікелю і сплавів на його основі таких як ЭИ – 435, ЖС6У–ВИ, ВЖЛ14–ВИ і ЖСЗДК–ВИ.

Навіски електролітичного нікелю або сплаву ЭИ – 435 масою $3,5 \pm 0,5$ г або частки від розірваного зразка зі сплавів: ЖС6У–ВИ, ВЖЛ14–ВИ, ЖСЗДК–ВИ розміщувались на електрокорундовій підкладці, в спеціальній установці для визначення поверхневого натягу рідкого металу методом «лежачої краплі». Проба металу розплавлялася в атмосфері очищеного аргону при різних температурах, а геометричні параметри краплі фіксувалися фотокамерою. Одержані параметри краплі дозволяли визначити наступні дані: поверхневий натяг на межі метал – газ ($\sigma_{p.g.}$), крайовий кут змочування (θ) і адгезію на межі метал – підкладка (A_a).

В одержані краплі електролітичного нікелю вводилися легуючі елементи: тантал, цирконій, хром, титан, кобальт, вольфрам і ніобій. Введення легуючих елементів в нікель здійснювалося за наступною технологією: розрахункова кількість легуючого елементу розміщувалася на підкладці, зверху клалася готова крапля нікелю, комплекс двох металів розплавлявся і витримувався при температурі $1510 \pm 5^\circ\text{C}$. Геометричні параметри краплі фіксували фотокамерою для подальшого

визначення поверхневих характеристик. Масова частка легуючих елементів складала 2,17...4,87%. З одержаних затверділих крапель виготовляли металографічні шліфи, на яких вимірювали мікротвердість на мікротвердомірі «Micromet» фірми «Buehler» при навантаженні 0,1 Н, а також вивчали макро- і мікроструктуру. Макроструктуру металу виявляли за допомогою травника, що складається з 80% HCl і 20% H₂O₂. Мікроструктуру – в реактиві Марбле. Середні розміри макро- та мікрозерен визначали методом січних.

Легуючі елементи змінили поверхневий натяг рідкого нікелю. Тантал збільшив поверхневий натяг на 107 мДж/м², а ніобій, цирконій, титан і вольфрам знизили на 286 мДж/м², 280 мДж/м², 267 мДж/м² і 101 мДж/м² відповідно. Вплив кобальту і хрому на поверхнєве натяг нікелю був мінімальним (менше 7%).

Легування нікелю змінювало середні розміри макрозерна. Істотно подрібнення макрозерна відбулося при легуванні нікелю цирконієм, титаном, а укрупнення – при легуванні танталом і хромом. Математична обробка одержаних експериментальних даних показала, що зі збільшенням поверхневого натягу ($\sigma_{р.г.}$) розміри макрозерен (первинні кристали) зростають.

Мікроструктура чистого нікелю являла собою γ -твердий розчин з наявністю евтектики, розташованої переважно по межах зерен. Аналогічну структуру має нікель, легований кобальтом. При легуванні нікелю танталом, хромом, вольфрамом і ніобієм мікроструктура являла собою γ -твердий розчин з наявністю карбідів. Після легування нікелю цирконієм в мікроструктурі γ -твердого розчину була присутня евтектика типу $\gamma + (Ni_3Zr)$. Присадка титану приводила до появи спільно з γ -твердим розчином карбідів і інтерметалідної фази типу Ni₃Ti. Легування нікелю істотно змінило розміри мікрозерен. Помітно подрібноли мікрозерно цирконій, титан, ніобій. Збільшення розмірів мікрозерен відбулося після введення в нікель танталу і хрому. Математична обробка дозволила встановити, що із збільшенням поверхневого натягу росте середній розмір мікрозерна в нікелі. Вивчення зв'язку середніх розмірів макро- і мікрозерен показало, що із зростанням розмірів макрозерен збільшилися і розміри мікрозерен.

Легуючі елементи помітно змінювали мікротвердість нікелю. Істотно підвищили мікротвердість цирконій і ніобій. Загальна обробка результатів дозволила встановити, що із збільшенням поверхневого натягу мікротвердість зменшується.

Вивчення впливу структури легованого нікелю на мікротвердість підтвердило, що з подрібненням макро- і мікрозерен твердість металевої матриці зростає.

Сплав ЭИ – 435 ГОСТ 5632-85 (Ni – основа; Cr – 20%; Ti – 0,35%) легували: титаном, вольфрамом, танталом, кобальтом, ніобієм, алюмінієм і цирконієм по 3...4% кожного, а також вольфрам-ренієвим сплавом з розрахунку введення $W = 3,2 \dots 3,8\%$ і $Re = 0,2 \dots 0,8\%$.

Всі легуючі елементи зменшили поверхневий натяг сплаву ЭИ–435, але найбільше алюміній (на 2271 мДж/м²).

Легування сплаву ЭИ–435 змінювало розміри макрозерна. Травлення на макроструктуру здійснювали в реактиві «Фрі»: 27 г FeCl₃; 36 мл HCl; 30 мл H₂O. Істотне подрібнення макрозерна відбулося при легуванні сплаву алюмінієм, цирконієм і вольфрам-ренієвим комплексом. Практично не змінював макрозерно тантал. Одержана математична залежність показала, що при збільшенні поверхневого натягу сплаву під впливом легуючих елементів розміри макрозерен ростуть.

Початкова мікроструктура сплаву ЭИ–435 представляє собою гетерогенну систему, що складається з γ-твердого розчину на основі нікелю з наявністю карбідів типу MeC.

Структура краплі, в яку вводили 4% Ti, складається з γ-матриці, карбідів, зміцнюючої інтерметалідної γ'-фази типу (Ni₃Ti) з наявністю значної кількості великих частинок оксинітридів і нітридів титану.

В структурі зразків з присадкою 4% W спостерігається виділення інтерметаліду типу WNi₄, а за наявності в сплаві ренію, разом з інтерметалідами, утворюється евтектика типу (γ – WNi₄), що розташована в междендридних просторах. Введення вольфраму, особливо у присутності ренію, сприяє зменшенню розмірів дендридної комірки і структурних складових.

Для структури зразків з присадками 4%Ta і 4%Nb характерним є виділення з твердого розчину зміцнюючої інтерметалідної фази Ni₃Ta і Ni₃Nb відповідно. Крім того, в структурі зразків так само присутні достатньо великі включення оксидів і карбідів.

Мікроструктура зразка – краплі з присадкою 4%Co являє собою твердий розчин кобальту в Ni – Cr γ-матриці з наявністю незначної кількості дрібних оксидів і карбідів.

Введення в сплав цирконію (3...4%) сприяє утворенню евтектики типу (γ – Zr₂Ni), розташованої на межах зерен, а також інтерметаліда Zr₂Ni.

Структура краплі, в яку вводили 4%Al, складається з γ-матриці, карбідів і зміцнюючої інтерметалідної γ'-фази типу Ni₃Al.

Легування сплаву ЭИ–435 зменшило розміри мікрозерна. Математична обробка результатів дозволила встановити, що із збільшенням поверхневого натягу росте середній розмір мікрозерна в сплаві.

Визначення зв'язку середніх розмірів макро- і мікрозерен показало, що із зростанням розмірів мікрозерен збільшуються і розміри макрозерен.

При дослідженні впливу структури легованого сплаву ЭИ–435 на мікротвердість встановили, що макроструктура не впливає на мікротвердість, що підтверджується коефіцієнтом кореляції, який не перевищив значення 0,2.

Вивчення впливу мікроструктури легованого сплаву на мікротвердість підтвердило, що з подрібненням мікрозерна мікротвердість зростає.

Взаємозв'язок поверхневого натягу і механічних властивостей визначали на сплавах: ЖС6У–ВИ, ВЖЛ14–ВИ і ЖСЗДК–ВИ (виготовлені за нормативним документом ОСТ 1.90.126–83).

На основі отриманих результатів визначили аналітичні рівняння між поверхневим натягом та механічними властивостями в залежності від легуючого елемента і його кількісного вмісту в сплавах.

Аналіз математичних рівнянь дозволяє визначити загальний висновок: при зростанні поверхневого натягу ($\sigma_{p.r.}$) нікельових сплавів межа міцності (σ_B) падає, а пластичність (δ) зростає для всіх варіантів легування, що підтверджується коефіцієнтами кореляції ($r = 0{,}64 \div 0{,}99$).

При цьому збільшення вмісту легуючих елементів, таких як Ti, W, Nb, Al знижує поверхневий натяг і навпаки Cr і Co підвищують дану характеристику в сплавах на основі нікелю.

Таким чином результати досліджень показали, що між поверхневим натягом, структурою і механічними властивостями, існують математичні залежності з достатнім показником достовірності. А це дозволяє, вивчаючи поверхневі явища сплавів управляти службовими характеристиками литих деталей.

Список літератури

1. Васильев В. А. Физико-химические основы литейного производства [Текст] / В. А. Васильев: Учебник для вузов. – М: Интермет Инжиниринг, 2001. – 336 с.

УДК 669.27

Виниченко В.С.¹

Перепелкина М.Н.²

¹канд. техн. наук, доцент ЗНТУ;

²соискатель ЗНТУ.

МЕХАНИЗМ ПОВЫШЕНИЯ ПЛАСТИЧНОСТИ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ ВОЛЬФРАМОВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ

Вольфрам, как один из наиболее тугоплавких металлов, обладает высокой прочностью и модулем упругости при повышенных температурах. Однако имеется существенный его недостаток – низкая пластичность при нормальной температуре, что ограничивает возможности его использования.

Согласно результатам работы Савицкого, одной из главных причин такого высокого порога «хладноломкости» поликристаллического вольфрама является наличие атомных сегрегаций примесей внедрения и выделений хрупких фаз на границах зерен.

Одним из способов повышения пластичности вольфрама при нормальной температуре является проведение пластической деформации при нагреве ниже его температуры рекристаллизации. Согласно теории, развиваемой Карпиносом, понижение температуры перехода в хрупкое состояние и, соответственно, повышение пластичности вольфрама при нормальной температуре, является результатом разрушения хрупких пленок вторичных фаз по границам зерен. При этом температура хрупкости деформированного материала снижается в направлении деформации и повышается в перпендикулярном направлении. Например, по мере увеличения степени обжатия проволоки из вольфрамовых сплавов ее пластичность увеличивается вдоль оси при нормальной температуре, но вместе с тем повышается склонность к расслоению, т. е. расщеплению поперек оси. Это явление подтверждает и опыт авторов данной работы, накопленный при производстве проволоки из вольфрамоториевых сплавов. Данные факты противоречат утверждениям Карпиноса, поскольку если увеличение пластичности происходит только вследствие разрушения хрупких пленок вторичных фаз по границам зерен, не должно наблюдаться повышение склонности к расслоению проволоки. Указанное несоответствие дает основание предположить существование и других механизмов повышения пластичности вольфрамовой проволоки с увеличением степени ее деформации.

С целью выяснения возможных причин указанного явления

и была проведена настоящая работа. Для исследований использовали проволоку из вольфрам-рениевого сплава ВР10Т2, упрочненного неметаллическими включениями двуокиси тория.

В результате исследований установили, что при уменьшении диаметра проволок с 2,5 до 1,65 мм их относительное удлинение повышается до 12%, а при дальнейшем волочении до диаметра 1,45 мм относительное удлинение проволок уже снижается примерно до 4%.

Изучение микроструктуры этих проволок показало, что с уменьшением их диаметра с 2,75 до 1,45 мм, происходит, как и следовало ожидать, постепенное уменьшение поперечного сечения и увеличение длины волокон (без нарушения их целостности). На изломах было обнаружено разделение проволок на отдельные пачки волокон, ориентированные по оси проволоки. Причем с уменьшением диаметра проволоки разделение увеличивается.

Объяснить описанную взаимосвязь между изменениями характера изломов и свойств проволок, можно предположив существование определенных аналогий между структурой деформированных вольфрамовых проволок и структурой волокнистых композитов. Так в работе Карпиноса показано, что, если прочность волокон примерно в 4 раза превышает прочность границы раздела, то поперечные напряжения, возникающие в устье трещины, вызывают расслоение матрицы и волокон композиционного материала. На наш взгляд уместно предположить, что расслоение вольфрамовой проволоки при пластической деформации может происходить по аналогичной причине. Вероятно, при снижении прочности связи между волокнами до определенной величины или повышения прочности волокон вследствие наклепа трещина распространяется между пачками волокон вдоль оси проволоки. В таких случаях задолго до разрушения происходит накопление расслоений на поверхностях раздела между волокнами, что дает им возможность деформироваться на некоторую величину как достаточно пластичным монокристаллам до разрыва образца в целом. Часто это наблюдается на практике – пластичная при обычных температурах проволока имеет большое количество участков расслоения на пачки волокон.

Таким образом, распространение трещины вдоль пачек волокон в деформированной проволоке на некоторую величину до разделения образца на отдельные части, вероятно, позволяет ей проявить некоторую пластичность перед окончательным разрушением образца.

УДК 669.721.5

Шаломеев В.А.¹

Цивирко Э.И.²

Лысенко Н.А.³

Лукинов В.В.⁴

¹ д-р техн. наук, доцент ЗНТУ;

² д-р техн. наук, профессор ЗНТУ;

³ инженер ОАО «Мотор Сич»;

⁴ инженер ОАО «Мотор Сич».

ВЛИЯНИЕ СЕРЕБРА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МАГНИЕВОГО СПЛАВА МЛ5

Повышение механических свойств отливок из магниевых сплавов достигается путем модифицированием расплава различными элементами. Серебро является перспективным модификатором магниевых сплавов, так как образует с магнием интерметаллидные соединения и имеет ограниченную растворимость в твердом состоянии.

Изучали влияние возрастающих присадок серебра (0,046%, 0,12% и 0,98%) на структуру и свойства магниевых сплавов МЛ5. Химический состав сплава исследуемых вариантов удовлетворял требованиям ГОСТ 2856-79 и по содержанию основных элементов находился примерно на одном уровне (8,8% Al, 0,35% Mn, 0,32% Zn, 0,01% Fe, 0,007% Cu, 0,02% Si).

Макрофрактографическое исследование изломов литых образцов из стандартного сплава МЛ5 показало наличие в структуре крупнокристаллического строения. Введение серебра заметно измельчало макроструктуру и характер излома становился матовым мелкокристаллическим.

Микроструктура сплава МЛ5 стандартного состава представляла собой δ -твердый раствор с наличием эвтектики типа $\delta + \gamma$, располагающейся по границам зерен, и отдельных интерметаллидов γ -фазы.

Присадки серебра в сплав способствовали уменьшению расстояния между осями дендритов второго порядка, размеров структурных составляющих и дроблению эвтектики.

С повышением концентрации серебра в сплаве наблюдались скопления интерметаллидов, но размеры самих интерметаллидов уменьшались. В сплаве, содержащем 0,98% Ag, присутствовали пленочные образования.

В стандартном сплаве МЛ5 интерметаллидная фаза была двух типов: сферической формы, располагающейся внутри зерен, и пластинчатой, расположенной по границам зерен.

Микрорентгеноспектральный анализ сплава МЛ5 с серебром показал, что этот элемент входил в состав сферических интерметаллидов, что способствовало измельчению структурных составляющих металла.

Сферические интерметаллиды, располагающиеся внутри зерен, могли служить дополнительными центрами кристаллизации, в отличие от пластинчатых интерметаллидов.

Механические свойства, полученные на образцах без термообработки, отличались значительным разбросом. После проведения термической обработки по режиму Т6 в структуре сплава наблюдались пластинчатая эвтектика $\delta + \gamma$ и единичные включения интерметаллидной γ -фазы. Средняя микротвердость δ -твердого раствора стандартного сплава (до термообработки) составляла 1115 МПа, а эвтектики 1227 МПа. После проведения термообработки микротвердость матрицы и эвтектики увеличилась, причем микротвердость эвтектики по отношению к матрице стала меньшей. Термическая обработка снижала химическую неоднородность сплава, уравнивала микротвердость матрицы и эвтектики, что уменьшало структурные напряжения и обеспечивало получение более высоких механических характеристик и жаропрочности.

Присадки серебра (0,046...0,12%) в сплав приводили интенсивному росту объемного процента сферических интерметаллидов, располагающихся внутри зерен, при этом измельчалось микрозерно металла и повышались его пластические свойства. Дальнейшее повышение содержания серебра в сплаве до 1,0% увеличивало объемный процент пластинчатых и сферических интерметаллидов и повышало предел прочности. При этом, жаропрочность сплава МЛ5 возрастала с увеличением содержания серебра в сплаве.

Таким образом, присадки серебра, положительно изменяя морфологию и топологию интерметаллидной фазы в сплаве МЛ5, способствовали измельчению макро- и микрозерна металла, повышали его прочность, пластичность и жаропрочность.

УДК 621.74.045:669.24:21.981

Клочихин В.В.¹

Дубров Г.Л.²

Наумик В.В.³

¹ нач. лаборатории специальной металлургии УГМет АО «Мотор-Сич»;

² канд. техн. наук, УГМет АО «Мотор-Сич»;

³ д-р техн. наук, профессор ЗНТУ.

ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ БРИКЕТИРОВАННЫХ МОДИФИКАТОРОВ

Введение в сплав дисперсных тугоплавких частиц может производиться с помощью лигатур. Недостатком этого способа является трудоемкость изготовления лигатуры с равномерным распределением дисперсных частиц и сложностью получения стабильных результатов модифицирования.

Наиболее распространенный в практике метод введения УДП для модифицирования литейных сплавов – таблетирование материалов-модификаторов. Это позволяет вводить малые количества (порядка 0,05%) ультрадисперсных модификаторов и эффективно распределять их по всему объему металла. Метод таблетирования позволяет изготовить одну таблетку на определенный вес отливки (до 10 кг). Брикеты модификатора вводят в заданный момент через дозатор на зеркало металла.

Наиболее удобно вводить модификатор в расплав при гомогенизирующей выдержке жидкого металла на верхнем пределе технологического перегрева, когда зеркало ванны свободно от плен и перемешивание за счет конвективных потоков позволяет равномерно распределить частицы УДП по объему расплава в течение 1–2 минут.

Для модифицирования жаропрочного никелевого сплава ЖСЗДК используется ультрадисперсный порошок карбонитрида титана.

Модификатор TiCN не представляется возможным ввести в расплав в чистом виде, поэтому изготавливаются брикеты, основой которых является порошок титана.

Применяли: порошок титана электролитический марки ПТ5-1, ТУ4-10-028-98; порошок карбонитрида титана, полученный методом СВС, ТУ48-19-438-88.

Модификатор вводится в сплав в количестве 0,05–0,1%. Шихта для изготовления брикетов состоит из одной весовой части карбонитрида титана и пяти весовых частей титана (протектора).

Отвешенные порошки высыпают на противень из нержавеющей стали, перемешивают вручную, затем в смесителе с эксцентричной осью вращения, заполнив его объем не более чем на 1/3. Для лучшего перемешивания добавляют «жучки» в количестве 20% от массы шихты.

«Жучки» – полоски листового титана размерами $1 \times 12 \times 30$ мм, согнутые под углом 90° . Процесс перемешивания шихты длится 8 часов.

Так, например, на изготовлении брикета для отливки блока образцов из жаропрочного сплава весом 3 кг требуется 1,5 г порошка TiCN и 7,5 г порошка титана. Шихта из смеси порошков массой 9 г должна быть запрессована в виде одного брикета (рис. 1).



Рис. 1. Брикеты для модифицирования жаропрочных никелевых сплавов

Прессование брикетов из приготовленной шихты производится в стальной пресс-форме с удельным давлением $0,7 \text{ т/см}^2$.

Масса брикетов зависит от массы отливок с обеспечением содержания TiCN около 0,05%. Допускается изготовление брикетов по весу согласно заказу цеха-потребителя.

С целью дегазации составляющих порошков и придания брикетам механической прочности производится спекание в вакууме при температуре $850 \pm 20^\circ \text{C}$ в течение 1–2 часов в зависимости от массы садки. Остаточное давление в камере печи $1 \cdot 10^{-3} \dots 1 \cdot 10^{-4}$ мм рт. ст.

Брикеты проверяются на содержание углерода, которое должно составлять 0,4–0,8%.

Пористость таблеток определяется геометрическим методом согласно ГОСТ 18898-73 и должна составлять 35–45%.

Качество каждой партии модификатора TiCN на специально отливаемых образцах для механических испытаний из жаропрочных никелевых сплавов.

УДК 621.74.04

Зеленюк А.Н.¹

Елькин А.В.²

Наумик В.В.³

Пархоменко А.В.⁴

¹ нач. цеха АО «Мотор-Сич»;

² инж. АО «Мотор-Сич»;

³ д-р техн. наук, профессор ЗНТУ;

⁴ канд. техн. наук, доцент ЗНТУ.

ПОЛУЧЕНИЕ КАЧЕСТВЕННЫХ СЛИТКОВ ИЗ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ВОЗВРАТА НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ВЖЛ12Э-ВИ

Одним из перспективных научно-практических направлений развития современного отечественного литейного производства является разработка, освоение и применение технологий, дающих возможность многократно использовать сырье.

В связи с образованием большого объема технологического возврата дорогостоящих сплавов и необходимостью их переработки, связанной с передачей его на металлургические комбинаты за рубежом, стала актуальной разработка технологии переработки этого возврата собственными силами с минимальными затратами.

Разработка подобной технологии позволит решить проблемы технологического процесса, связанные с переработкой возврата, а также даст дополнительную информацию в области металловедения и технологии литья жаростойких сплавов на никелевой основе.

Переработка технологического возврата сплава ВЖЛ12Э-ВИ проводилась на вакуумной установке УППФ-3М с применением термовременной обработки, состоящей в нагреве расплава выше определенной критической температуры и выдержке при ней для гомогенизации и выведения нежелательных примесей.

Плавка велась в корундовом тигле емкостью 15 кг. Для предотвращения кипения расплава в плавильной камере создавалась среда аргона с давлением 115 мм рт. ст. Расплав перегревался выше ликвидуса более чем на 400°C, до температуры порядка 1850°C, выдерживался в течении 5...10 минут после чего температура понижалась до температуры заливки (1400...1450 °C). Расплав заливали в металлический разборной кокиль, предварительно разогретый до температуры 700...800°C при остаточном давлении не более $5 \cdot 10^{-1}$ мм рт. ст. После заливки кокиль выдерживали в вакууме около 10 мин. после чего вынимали слиток.

Цветной люм-контроль тимплета полученного слитка показал, что он практически весь вдоль своей оси поражен усадочной раковинной и множественными точечными свечениями, характерными для газовой пористости.

Данный дефект проявлялся на всех проведенных плавках. Полученные слитки были признаны не пригодными для дальнейшего использования при производстве ответственных отливок из жаропрочных никелевых сплавов.

Для устранения проявившихся дефектов был принят ряд изменений в технологическом процессе изготовления слитков.

Для получения эффекта направленной кристаллизации при заливке кокиля использовали керамическую заливочную чашу. Диаметр выпускного отверстия определялся экспериментально. Заливочную чашу изготавливали из регенерированного электрокорунда.

Для уменьшения усадочной раковины в кокиле предусмотрели прибыльную часть. Так же использовали экзотермические утепляющие вставки для подогрева расплава в верхней части системы кокиль-чаша, улучшения питания кристаллизующиеся части слитка, и вывода усадочной раковины в прибыль.

Проведением ряда плавок с использованием покупных экзотермических вставок и заливочных чаш собственного производства было получено 5 слитков, из которых изготовили поперечные тимплеты. Визуальный осмотр показал, что усадочная раковина полностью выведена в прибыльную часть слитка. Изучение поверхности тимплета при ультрафиолетовом свечении показало значительное уменьшение газовой пористости.

Использование заливочной чаши с выпускным отверстием диаметром около 8 мм, привело к равномерному наполнению кокиля, что обеспечило эффект направленной кристаллизации. Изменение выпускного отверстия чаши дало возможность регулировать скорость заливки расплава и соответственно скорость кристаллизации и наполнения полости кокиля.

Экзотермическая вставка обеспечила подогрев последних порций расплава в прибыльной части слитка, и улучшила подпитку жидким расплавом кристаллизующегося слитка.

В результате проведенной работы достигнут желаемый эффект направленной кристаллизации, благодаря чему стало возможным выведение газов и неметаллических включений из тела слитка в прибыльную часть слитка.

Сочетание эффектов равномерного заполнения кокиля, направленной кристаллизации и использование утеплительной вставки позволило устранить газовую пористость и усадочную раковину. Полученные слитки, после комплекса исследований, были признаны качественными и соответствующими предъявляемым требованиям.

УДК 621.74.045:669.245.018

Гнатенко О.В.¹

Гайдук С.В.²

Наумик В.В.³

¹ нач. цеха АО «Мотор-Сич»;

² канд. техн. наук, с.н.с. ЗНТУ;

³ д-р техн. наук, профессор ЗНТУ.

РАЗРАБОТКА ОПТИМАЛЬНОГО СОСТАВА ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННОГО ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА С ПОВЫШЕННОЙ ФАЗОВОЙ СТАБИЛЬНОСТЬЮ

Большинство лопаток турбинных двигателей с направленной или монокристаллической макроструктурой изготавливают из жаропрочного никелевого сплава ЖС32-ВИ. Он отличается очень сложной системой легирования и высокой стоимостью, но при этом не обладает коррозионной стойкостью. Самый дорогостоящий легирующий элемент в его составе – рений (4% по массе).

Одним из важных параметров, обеспечивающих эксплуатационный ресурс рабочих лопаток, является фазовая стабильность их материала. Особенно остро эта проблема стоит для сплавов, содержащих рений [1].

Расчетным путем изучили влияние увеличения в составе жаропрочного никелевого сплава ЖС32-ВИ содержания тантала от 4,0% до 9,0% при одновременном снижении содержания рения от 4,0% до 1,5% на его структурную и фазовую стабильность.

Для оценки структурной и фазовой стабильности жаропрочных никелевых сплавов применяли расчетные методы: «ФАКОМП» [2], согласно которому по величине \bar{N}_V -фактора определяется среднее количество электронных вакансий в γ -твердом растворе, и « ΔE -метод» [1, 3] – по величине параметра дисбаланса системы легирования, с учетом соотношения $Cr/(Cr+Mo+W)$ [4].

Расчеты, проведенные для различных химических составов сплавов, соответствующих марке ЖС32-ВИ показали, что значения параметра дисбаланса ΔE находятся в диапазоне от $-0,10$ до $-0,06$.

Сравнительные исследования показали, что в структуре опытных сплавов и сплава ЖС32-ВИ при значениях параметра $Cr/(Cr+Mo+W) < 0,5$ и величинах $\bar{N}_V \leq 2,3$ вероятней выделение μ -фазы или двойных карбидов типа Me_6C , чем σ -фазы.

С повышением соотношения тантала к рению от 1 до 6, в опытных сплавах по сравнению со сплавом ЖС32-ВИ постепенно повышается величина \overline{N}_V -фактора с 1,66 до 1,82, а значение параметра дисбаланса системы легирования ΔE при этом снижается с $-0,08$ до $-0,05$, при практически постоянном соотношении $Cr/(Cr+Mo+W)$. Это указывает, что вероятность выделения избыточных фаз (μ -фаза или двойные карбиды Me_6C) неблагоприятной морфологии значительно снижается, но еще остается, так как данные опытные сплавы имеют большее отрицательное значение параметра ΔE , чем граничная величина, составляющая $-0,04$.

Установлено, что повышение содержания тантала свыше 8% при соответствующем снижении рения ниже 2% нецелесообразно, поскольку приводит к существенному снижению его прочностных и пластических характеристик.

Оптимизация состава по кобальту, молибдену, вольфраму, ниобию, цирконию, бору и углероду, при содержании 8,0% Ta и 2,0% Re, позволила получить химический состав сплава, с величиной \overline{N}_V -фактора на уровне 1,44 и дисбалансом системы легирования $\Delta E = 0,04$. Это свидетельствует о значительном улучшении структурной и фазовой стабильности сплава.

Уменьшение содержания рения, кобальта, вольфрама, молибдена и ниобия в разработанном сплаве в сравнении с ЖС32-ВИ значительно снизило его стоимость при сохранении механических свойств на эквивалентном уровне.

Список литературы

1. Каблов Е.Н. 75 лет. Авиационные материалы. Избранные труды «ВИАМ» 1932–2007. Юбилейный научно-технический сборник [Текст] / Под общ. ред. акад. РАН Каблова Е.Н. – М.: ВИАМ. – 2007. – 438 с.
2. Симс Ч.Т. Суперсплавы II. Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок / Симс Ч.Т., Столофф Н.С., Хагель У.К.; пер. с англ. под ред. Шалина Р.Е. – М.: Металлургия, 1995. – Кн. 1. – 384 с.
3. Морозова Г.И. Особенности структуры и фазового состава высокорениевого никелевого жаропрочного сплава / Г.И. Морозова, О.Б. Тимофеева, Н.В. Петрушин // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2009. – № 2. – С. 10–16.
4. Пигрова Г.Д. Условия образования σ - и μ -фаз в жаропрочных сплавах на никелевой основе / Г.Д. Пигрова, Е.Е. Левин // Физика металлов и металловедение. – 1969. – Т. 28. – Вып. 5. – С. 858–861.

УДК 669.14.44

Калинина Н.Е.¹

Калиновская А.Е.²

Калинин В.Т.³

Дудников А.С.⁴

¹д-р техн. наук, профессор ДНУ имени Олеса Гончара;

²аспирантка ДНУ имени Олеса Гончара;

³д-р техн. наук, профессор НМетАУ;

⁴начальник бюро АО «МОТОР СИЧ».

НАНОМОДИФИЦИРОВАНИЕ ЛИТЕЙНЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

Условия работы лопаток из литейных жаропрочных никелевых сплавов в авиационных двигателях становятся все более напряженными в связи с повышением температуры газа на входе в турбину, увеличением скорости, а также ресурса работы двигателей. Однако обеспечивать повышение жаропрочности сплавов становится все более сложно. Решение этой проблемы возможно путем применения нового способа модифицирования сплавов – наномодифицирования.

С целью повышения качества изготовления лопаток турбинного двигателя за счет измельчения макроструктуры, наиболее эффективным является объемное модифицирование сплава нанодисперсными композициями. Объемное модифицирование жидких расплавов связано с определенными трудностями их введения, а также с равномерным их распределением по объему расплава. Наиболее предпочтительным при проведении экспериментов оказался метод смачивания никелем и сплавами на его основе большинства из соединений. Карбиды, нитриды и карбонитраты наиболее склонны образовывать в жидком никеле и его сплавах взвеси, обладающие определенной устойчивостью. Наилучшими модификаторами для никелевых сплавов, имеющих графитизированную кубическую решетку (г.ц.к.), являются тугоплавкие композиции на основе титана с г.ц.к. решеткой.

Целью работы является повышение качества лопаток турбинного двигателя за счет модифицирования жаропрочного никелевого сплава ЖСЗДК нанодисперсными композициями. Химический состав сплава, применяемого для отливки образцов, приведен в табл. 1.

В качестве модификаторов никелевого сплава применяли нанодисперсные соединения на основе титана с размером частиц 10...100 нм. Соединения получены на установке плазмохимического

синтеза. С целью оптимизации макроструктуры, получения равномерной полиэдрической, мелкокристаллической структуры было опробовано модифицирование сплава ЖСЗДК нанодисперсными порошками карбида и карбонитрида титана в таблетированном виде. Исследовали различную дозировку наномодификаторов – от 0,05 до 0,2% мас. Модификатор применяли в виде таблеток массой 10 г из предварительно смешанных и спрессованных порошков и наномодификатора – карбонитрида титана.

Таблица 1 – Химический состав никелевого сплава ЖСЗДК

Содержание элементов, % мас.									
Al	Ti	Cr	Mo	W	Co	Fe	Mn	Si	Ni
4,0	2,5	11,0	3,8	3,8	8,0	≤2,0	≤0,4	≤0,4	основа

Изучение макроструктуры образцов показало, что структура металла, полученного без применения модификатора, имеет крупнокристаллическое строение. При литье без модифицирования средний размер зерна составлял 5...10 мм. Макроструктура модифицированных образцов однородная, мелкозернистая; размер зерна составлял 0,1–1 мм, т. е. уменьшился в 10 раз.

Механические свойства сплава ЖСЗДК определяли на образцах-свидетелях после упрочняющей обработки: закалка от температуры 1210°C, выдержка 3,5 часа, охлаждение на воздухе и последующее старение. Результаты испытаний образцов, отлитых по различным вариантам, приведены в табл. 2.

Таблица 2 – Механические свойства сплава ЖСЗДК до и после модифицирования

Состояние сплава	Механические свойства при 20°C		
	σ_B , МПа	δ , %	KCU, Дж/см ²
До модифицирования	1065	17,0	30,0
После модифицирования	1146	22,4	42,0

В результате проведенных исследований установлено: в наномодифицированных образцах никелевого сплава уменьшился средний размер макрозерна; достигнуто повышение пластических и прочностных свойств; достигнуто повышение ударной вязкости модифицированных образцов.

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ЕЛЕКТРИЧНОГО СТРУМУ РІЗНОЇ ПОЛЯРНOSTІ ТА СКВАЖНОСТІ НА МАКРОСТРУКТУРУ АЛЮМІНІЄВОГО ЗЛИТКА¹

Подальше поліпшення якості металопродукції за допомогою класичного обладнання практично неможливе, тому усе більш часто використовують різні способи зовнішньої дії на розплав. Особливо важливе значення це набуває з точки зору рішення завдання знаходження досить недорогих, але, в той же час, ефективних заходів дії на рідкий метал з метою одержання якісних виливків. У цьому напрямі успішно використовуються ультразвукові, електродинамічні, магнітні і інші методи зовнішньої дії.

Аналіз літературних даних показав, що одним з найбільш ефективних способів впливу на розплав, що кристалізується, є накладення електричного струму. На жаль, робіт щодо вивчення дії електричного струму на кристалізацію розплавів і макроструктуру одержаних зливків небагато. Часто вони носять розрізнений й суперечливий характер. Тому потрібне подальше дослідження закономірностей формування зливків під впливом електричного струму з метою знаходження його раціональних характеристик.

Проведення відповідних експериментів складалося з трьох етапів. На першому етапі постійну позитивну напругу подавали на електрод, що знаходився у дослідному зразку металу в його найбільш гарячій точці (пряма полярність). Негативну постійну напругу подавали на електрод, що знаходився у найбільш холодній точці дослідного зразка. Сила струму, який подавали на дослідний зразок металу, складала 5 А, його щільність – $4 \cdot 10^4$ А/м². На другому етапі експериментів змінювали полярність постійної напруги, подаваної на дослідний зразок металу, тобто на рідкий метал подавали негативну напругу, а на тверду кірку – позитивну (зворотна полярність). Сила струму складала 5 А, щільність струму – $4 \cdot 10^4$ А/м². На третьому етапі експериментів за допомогою ГПП встановлювали скважність імпульсів, подаваних на електронний ключ (5 меандрів). Також під час досліджень змінювали полярність електричного струму, що подавали на зразок. Сила струму складала 3 А, його щільність – $2,4 \cdot 10^4$ А/м².

¹ в роботі приймав участь аспірант Савинський Д.О.

З середини виливків, одержаних під час експериментів, було відібрано темплети для дослідження мікрошліфів. Шліфи досліджували за допомогою світлового мікроскопу «Neophot-2» при різному збільшенні ($\times 50$, $\times 100$, $\times 200$). Структури, які спостерігали, фіксувалися на цифрову фотокамеру.

На першому етапі експерименту (пряма полярність) знайдено, що кристалізація дослідного зразку починалася за температури 635°C і тривала 2 хвилини, тоді як контрольного зразку – починалася за температури 630°C і тривала впродовж 2,5 хвилин. Починаючи з третьої хвилини процесу тверднення дослідний зразок охолоджувався дещо швидше, ніж контрольний, але після четвертої хвилини швидкості охолодження зразків практично зрівнялися.

Другий етап (зворотна полярність) показав іншу картину. Час кристалізації контрольного зразку становив 2,5 хв., а дослідного – 3 хв. Відповідно, значення температурної зупинки становило приблизно 630 та 625°C . Як і на першому етапі, зразок з вищою температурою початку кристалізації охолоджувався спочатку дещо швидше, а потім швидкості охолодження зрівнювалися.

В результаті вивчення мікрошліфів встановлено, що у структурі контрольних зразків всіх трьох етапів експериментів спостерігається груба голчаста евтектика, світле поле – чистий алюміній. Також на мікрошліфах видно дендрити пластичного альфа-твердого розчину кремнію в алюмінії.

При порівнянні структури дослідного зразка другого етапу експерименту із структурою контрольного зразка не виявлено суттєвої різниці, але розмір структурних складових (груба голчаста евтектика, чистий алюміній, альфа-твердий розчин кремнію в алюмінії) є суттєво більшим. Це можна пояснити тим, що швидкість охолодження цього зразка була нижчою, ніж контрольного, вірогідно, завдяки виділенню джоулевої теплоти в результаті проходження електричного струму.

Порівняльний аналіз мікрошліфів дослідних зразків другого та третього етапів досліджень показав, що вони є подібними за структурою. Але зазначені зразки дуже відрізняються від описаних вище мікрошліфів контрольних зразків. У дослідних зразках зерна алюмінію оточені мілкодисперсною евтектикою. Подібна структура характерна для модифікованих алюмінієвих сплавів. Знайдено, що дослідний зразок третього етапу експериментів має більш мілкозернисту структуру, ніж дослідний зразок другого етапу.

Таким чином, виявлено підвищення якості зливків при обробці рідкого металу в процесі кристалізації електричним струмом зворотної полярності, заданих скважності, сили, щільності, частоти.

УДК 621.74.045:669.245.018:620.193.53

Гайдук С.В.¹

Гнатенко О.В.²

Андрienко А.Г.³

Наумик В.В.⁴

¹ канд. техн. наук, с.н.с. ЗНТУ;

² нач. цеха АО «Мотор-Сич»;

³ канд. техн. наук, с.н.с. ЗНТУ;

⁴ д-р техн. наук, профессор ЗНТУ.

СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ ПОЛЗУЧЕСТИ

Структура жаропрочных сплавов представляет собой матрицу с г.ц.к. решеткой, содержащую карбиды и когерентную интерметаллидную γ -фазу. Свойства сплавов определяются количеством, формой и распределением фаз, а эти параметры зависят от скорости охлаждения при литье и режимов термической обработки.

На монокристаллических образцах сплава ЖС32-ВИ и разработанной его экономичной модификации провели исследования динамики структурных превращений в условиях высокотемпературной ползучести с использованием растрового электронного микроскопа JEOL JSM-6360LA при увеличениях на 1000 и на 5000 раз.

Анализ микроструктуры опытных образцов показал, что после 100-часовых испытаний на долговременную прочность при температурах 800, 900 и 1000°C при напряжениях, соответственно 620, 450 и 250 МПа соответственно, в условиях высокотемпературной ползучести частицы основной укрепляющей γ' -фазы коагулируют, срастаясь в пластины и приобретают вытянутую форму в виде «рафт»-структуры, преимущественно ориентированной перпендикулярно к оси прикладываемой нагрузки.

Установлено, что кинетика и динамика формирования структуры существенно зависит от температуры испытания и величины нагрузки. Основная упрочняющая γ' -фаза сплавов это мелкодисперсные частицы, которые тормозят дислокации и препятствуют развитию высокотемпературной ползучести. При этом, частицы γ' -фазы преимущественно коагулируют направлено, вытягиваясь в направлении, перпендикулярном к оси растягивающего напряжения. Механизм сопротивления сплавов высокотемпературной ползучести при различных температурах испытаний и напряжений не остается постоянным.

После выдержки в течение 100 часов монокристаллических образцов сплава ЖС32-ВИ и разработанного сплава ЖС32Э-ВИ в условиях высокотемпературной ползучести при температуре 800°C и напряжении 620 МПа «рафт»-структура еще не формируется). В основном, в структуре происходит ненаправленная коагуляция более крупных частиц γ' -фазы, которые не растворились после второй ступени термообработки (низкотемпературной гомогенизации при 1050°C).

Постепенно частицы γ' -фазы приобретают неправильную форму, без подавляющей ориентации по отношению к оси прикладываемой нагрузки.

Для этих условий высокотемпературной ползучести подавляющим является механизм перерезания и огибания частиц γ' -фазы дислокациями и скорость ползучести зависит как от размера частиц γ' -фазы, так и от расстояния между ними.

После выдержки образцов обоих исследованных сплавов в условиях высокотемпературной ползучести при температуре 900°C и напряжении 450 МПа формирование «рафт»-структуры происходит частично, но в большем объеме, преимущественно в зонах, которые окружают выделение эвтектики $\gamma + \gamma'$.

При этом, также наблюдается ненаправленная коагуляция более крупных частиц γ' -фазы, которые не растворились после гомогенизации при 1050°C. Частицы γ' -фазы постепенно приобретают неправильную форму без подавляющего ориентирования по отношению к направлению действующего напряжения.

В условиях высокотемпературной ползучести при температуре 1000°C и напряжении 250 МПа морфология частиц основной укрепляющей γ' -фазы полностью изменяется. Вместо кубическисферической морфологии, они приобретают вытянутую форму в направлении, перпендикулярном к действию растягивающего напряжения. Происходит полное формирование «рафт»-структуры в результате анизотропной коагуляции частиц основной укрепляющей γ' -фазы, и потеря ими начальной (более правильной) геометрической формы.

Установлено, что «рафт»-структура в монокристаллических образцах обоих сплавов преимущественно формируется на первой стадии ползучести на протяжении нескольких десятков часов, за счет большей растворимости частиц γ' -фазы в γ -твердом растворе и значительного ускорения диффузионных процессов. Начиная с середины второй стадии ползучести, деградация частиц γ' -фазы в структуре образцов обоих сплавов достигает 60...80%.

Для этих условий ползучести подавляющим является механизм переползания дислокаций, что и определяет скорость ползучести монокристаллических образцов исследованных сплавов.

УДК 669.245.018:620.193.53

Кононов В.В.¹

Гнатенко О.В.²

Гайдук С.В.³

Наумик В.В.⁴

¹ канд. техн. наук, доцент ЗНТУ;

² нач. цеха АО «Мотор-Сич»;

³ канд. техн. наук, с.н.с. ЗНТУ;

⁴ д-р техн. наук, профессор ЗНТУ.

СОСТАВ КОРРОЗИОННОСТОЙКОГО ЗАЩИТНОГО ПОКРЫТИЯ И СПОСОБ ЕГО НАНЕСЕНИЯ НА ОТЛИВКИ ИЗ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

Турбинные лопатки современных силовых установок во многих случаях изготавливают из жаропрочного никелевого сплава ЖС32-ВИ. Данный сплав не обладает достаточной стойкостью против высокотемпературной коррозии в агрессивных средах. Для устранения этого недостатка на поверхность готовых рабочих лопаток дополнительно наносится коррозионностойкое защитное покрытие.

Известные способы нанесения покрытия не обеспечивают оптимального распределения компонентов по его толщине, достаточной термостойкости и однородности по составу. Кроме того, при длительной эксплуатации таких покрытий, в их структуре образуется охрупчивающая фаза, снижающая пластичность, в результате взаимодействия с продуктами сгорания образуются сульфиды титана, уменьшающие срок службы покрытия.

Для устранения указанных недостатков провели ряд опытов по нанесению трехслойного покрытия различного химсостава при различном соотношении толщины отдельных слоев различной суммарной толщины.

Подготавливали поверхность рабочих лопаток и образцов из жаропрочных никелевых сплавов IN-738LC, ЗМИ-3У и ЗМИ-ЗУМ1. Затем детали обезжиривали в ацетоне. Готовили суспензию из смеси дисперсных порошков. Первый и третий слои на образцах различных вариантов содержали алюминий, кремний и хром, а второй слой – алюминий, хром и тантал в определенных количествах при различном соотношении толщин слоев. Для равномерного распределения компонентов каждый слой подвергали сушке в электропечи ОКБ 8115 при температуре 300...320°C в течении 10...20 минут.

Лопатки с полученным исходным покрытием нагревали в вакуумной электропечи «Ulvac» при остаточном давлении не более 10^{-4} мм. рт. ст. (0,0133 Па) и выдерживали при температуре 650...680°C в течение 20...30 минут.

После сушки изделия с нанесенным покрытием нагревали, а затем подвергали диффузионному отжигу. Параллельно изготовили образец с известным однослойным покрытием.

Металлографические исследования показали, что в образцах, первый и третий слои покрытия которых содержали 78...28% алюминия, 10...12% кремния и 8...10% хрома, второй слой – 62...66% алюминия, 24...26% хрома и 10...12% тантала при соотношении слоев по толщине 1: 0,5: 1 – 1: 1: 1 (варианты № 1 – 3) на границе покрытия с основанием отсутствуют поры и пустоты, а само покрытие прочно связано с основой по всей поверхности изделия.

Количество нагревов – охлаждений данных опытных образцов от 20 до 1000°C до появления трещин составило 1500 циклов, а образца с известным однослойным покрытием, – 710...790 циклов. Таким образом, термостойкость изделий с разработанным трехслойным покрытием оказалась выше более чем в 2 раза. Стойкость против сульфидно-оксидной коррозии опытных образцов, по сравнению с однослойным покрытием, согласно, повысилась в 3 раза.

Разработанный способ включает подготовку поверхности, приготовление и нанесение трех слоев суспензии, диффузионный отжиг и очистку.

Состав суспензии, по слоям следующий (% по массе): первый и третий слои – 78...82 алюминия, 10...12 кремния, 8...10 хрома; второй слой – 62...66 алюминия, 24...26 хрома, 10...12 тантала.

Слои наносят при соотношении толщин от 1: 0,5: 1 до 1: 1: 1 и сушат каждый при температуре 300...320°C в течение 10...20 минут. Диффузионный отжиг проводят в два этапа: 1-й при температуре 650...680°C в течение 20...30 минут, 2-й при температуре 1050...1200°C в течение 2...4 часов, охлаждение со скоростью 60...70°C в минуту. Соотношение суммарного содержания хрома к танталу должно находиться в пределах 3,3...4,6.

Использование разработанного способа, в сравнении с известными, позволяет увеличить толщину наносимого покрытия больше чем в 2 раза; обеспечить равномерное распределение легирующих элементов в диффузионном слое; увеличить структурную стабильность и пластичность покрытия; увеличить термостойкость и долговечность работы материала отливок в 1,5...2,0 раза; уменьшить количество ремонтных комплектов деталей турбин.

УДК 621.746.6:669.046.516.4:669.715

Доценко Ю.В.¹

Селівьорстов В.Ю.²

¹ канд. техн. наук, докторант НМетАУ;

² д-р техн. наук, профессор НМетАУ.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ КОМБИНИРОВАННОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА КРИСТАЛЛИЗАЦИЮ СПЛАВА СИСТЕМЫ AL-SI

Наиболее высокие и стабильные по сечению отливок свойства обычно достигаются при получении однородной и мелкозернистой структуры. Чем мельче размеры первичных кристаллов, тем выше ряд важных эксплуатационных и технологических свойств отливок. Поэтому литейщики чаще всего стремятся к получению наиболее мелкозернистой и однородной структуры металла.

Одним из наиболее распространенных средств достижения этой цели является модифицирование. Кроме того, к методам активного воздействия на формирование структуры слитков и отливок можно отнести процессы, связанные с применением давления, введения в расплав упругих колебаний, воздействия концентрированными источниками энергии. При этом, указанные процессы обладают, в том числе, определенной технологической спецификой, имеют свои достоинства и недостатки.

Эффективный способ изменения морфологии кристаллизующихся фаз - их затвердевание в резко неравновесных условиях. При этом создаются условия для измельчения зерна, значительного расширения растворимости в твердом состоянии, подавления роста грубых включений первичных интерметаллидов.

Одним из эффективных способов воздействия на кристаллизующийся металл является, в частности, газодинамическое воздействие. При осуществлении такого процесса к моменту начала подачи газа на поверхности рабочей полости литейной формы должен сформироваться слой твердого сплава такой толщины, который может обеспечить герметичность системы вплоть до полного затвердевания отливки.

В лаборатории современных материалов Ариэльского университетского центра были проведены исследования влияния переменного газового давления на структурообразование металла отливок из сплава А356. Результаты лабораторных исследований показали повы-

шение механических свойств литого металла и снижение пористости цилиндрических отливок из сплава А356 диаметром 50 мм и высотой 100 мм. В порядок технологических операций изготовления отливки были включены следующие этапы: проведение рафинирования (препарат DEGASAL Т 200, введение в рабочую полость формы устройства для подачи газа оригинальной конструкции, выдержка отливки с устройством в течение заданного промежутка времени, подача газа (аргона) с начальными показателями давления 0,15 – 0,2 МПа, последующее наращивание давления до 1,3 – 1,4 МПа и выдержка под давлением до полного затвердевания отливки. На рис. 1 представлена микроструктура сплава А356 до и после обработки. Приведенные данные свидетельствуют о том, что в результате газодинамического воздействия удалось измельчить структурные составляющие, в результате чего увеличились на 20–25% пластические свойства литого металла и на 8–12% увеличилась его плотность. Таким образом, газодинамическое воздействие на затвердевающий металл позволяет добиться эффекта модифицирования, который может быть значительно усилен вводом в расплав дополнительных центров кристаллизации в виде соответствующих традиционных модификаторов либо нанокристаллических порошков, полученных методами механохимии. При этом возможно снижение количества расходуемого модификатора.

Наукове видання

**НЕМЕТАЛЕВІ ВКРАПЛЕННЯ І ГАЗИ
У ЛИВАРНИХ СПЛАВАХ**

Збірник тез XIII Міжнародної науково-технічної конференції
(Запоріжжя, 9–12 жовтня 2012 року)

Упорядник *Василевська Я.А.*

Відповідальний редактор *Луньов В.В.*

Підготовка збірника: *Бурова Н.М., Василевська Я.А.,
Рибіна Ю.А., Гринь Д.В.*

Оригінал-макет підготовлено
в редакційно-видавничому відділі ЗНТУ

Підписано до друку 20.08.2012. Формат 60×84/16. Ум. друк. арк. 6,86.
Тираж 22 прим. Зам. № 1049.

Запорізький національний технічний університет
Україна, 69063, м. Запоріжжя, вул. Жуковського, 64
Тел.: (061) 769–82–96, 220–12–14

Свідоцтво про внесення суб'єкта видавничої справи
до державного реєстру видавців, виготівників
і розповсюджувачів видавничої продукції
від 27.12.2005 р., серія ДК № 2394