

Министерство образования и науки Российской Федерации

Магнитогорский государственный технический
университет им. Г.И. Носова

ЛИТЕЙНЫЕ ПРОЦЕССЫ

Межрегиональный сборник научных трудов

Под редакцией В.М. Колокольцева

Выпуск 15

Магнитогорск
2016

Редакционная коллегия:

- В.М. Колокольцев** – *гл. научный редактор*, проф., д-р техн. наук (ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова»);
- Е.В. Синицкий** – *научный редактор*, доц., канд. техн. наук (ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова»);
- К.Н. Вдовин** – проф., д-р техн. наук (ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова»);
- А.Н. Емелюшин** – проф., д-р техн. наук (ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова»);
- Б.А. Кулаков** – проф., д-р техн. наук (ФГБОУ ВО «ЮУрГУ»);
- Р.К. Мысик** – проф., д-р техн. наук (ФГБОУ ВО «УГТУ-УПИ»);
- Е.В. Петrochenko** – д-р техн. наук (ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова»);
- А.Б. Сычков** – д-р техн. наук (ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова»);
- С.В. Цыбров** – д-р техн. наук (ЗАО «МЗПВ»);
- В.П. Чернов** – проф., д-р техн. наук (ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова»);
- Хосен Ри** – проф., д-р техн. наук (ФГБОУ ВО «ТГТУ»)

Литейные процессы: межрегион. сб. науч. тр. / под ред. В.М.Колокольцева. – Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2016. – Вып. 15. – 155 с.

ISBN 978-5-9967-0909-0

В сборнике представлены результаты теоретических, экспериментальных и промышленных научно-исследовательских работ специалистов в области литейного производства.

ISBN 978-5-9967-0909-0

© Магнитогорский государственный
технический университет
им. Г.И. Носова, 2016

ВСТУПИТЕЛЬНОЕ СЛОВО ГЛАВНОГО НАУЧНОГО РЕДАКТОРА

Вашему вниманию представлен пятнадцатый выпуск сборника научных трудов «Литейные процессы». Статьи основаны на материалах научных исследований ученых из России, Белоруссии. В них рассмотрены актуальные вопросы литейного производства: процессы подготовки, плавки и обработки литейных сплавов, металловедение и термообработка сплавов и отливок, специальные способы литья, вопросы экологии и экономики в литейном производстве.

*Ректор МГТУ им. Г.И. Носова
Колокольцев В.М.*

Раздел 1

ПРОЦЕССЫ ПОДГОТОВКИ, ПЛАВКИ И ОБРАБОТКИ ЛИТЕЙНЫХ СПЛАВОВ

УДК 621.745

Т.Д. Комарова, Б.М. Немененок

Белорусский национальный технический университет, г. Минск

ОТРАБОТАННЫЕ КАТАЛИЗАТОРЫ НЕФТЕХИМИИ – ИСТОЧНИК МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ЛИТЕЙНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Для повышения эксплуатационной надежности отливок из сплавов на основе железа широко используется легирование расплавов никелем, хромом, молибденом, ванадием, которые вводятся в плавильные агрегаты в виде ферросплавов. Учитывая импорт ферросплавов в Республику Беларусь, это приводит к удорожанию продукции. Вместе с тем на ряде смежных производств (предприятия нефтепереработки, электроламповая промышленность и т.д.) образуются отходы с высоким содержанием оксидов данных легирующих элементов, которые в настоящее время только частично используются предприятиями с металлургическим производством [1]. Если отходы, содержащие такие оксиды в количествах 25% и более, ещё используются при выплавке чугуна и стали в электродуговых печах, то более бедные отходы не находят применения и зачастую подлежат захоронению с уплатой предприятиями экологического налога. Это связано с тем, что такие катализаторы в качестве наполнителя содержат более 80% тугоплавкого оксида Al_2O_3 . Добавка таких катализаторов непосредственно в плавильный агрегат усложняет процесс плавки за счет высокой вязкости шлаков, что требует дополнительного расхода извести и плавикового шпата. Это приводит к удлинению процесса плавки и снижению производительности плавильных агрегатов, что в ряде случаев делает процесс не рентабельным. Вместе с тем тугоплавкий оксид алюминия также может быть использован в производстве.

Проведенные исследования химического состава и физических свойств отработанных никель-хромовых катализаторов показали, что катализаторы можно условно разделить на три группы: с высоким содержанием $\text{NiO} > 50\%$ (НХК, НХК с наполнителем); средним – $25\text{--}40\%$ NiO (ГИАП-16, ГИАП-19); низким – $< 20\%$ NiO (ГИАП-6Н). Установлено, что отработанные никель-хромовые катализаторы, которые содержат порядка 70% NiO , легко разрушаемы, что упрощает процесс подготовки их к использованию в качестве легирующих добавок.

Для переработки отработанных катализаторов, содержащих более 50% NiO , возможны два варианта. Первый вариант включает размол отработанного катализатора (ОК), его смешивание с восстановителем Ni (Si , C), связующим (жидким стеклом), флюсующими добавками (CaF_2 , CaO) и брикетирование.

Брикеты после естественной сушки или нагрева до 150°C используются для выплавки легированных чугунов или сталей. Этот вариант прост в осуществлении, не требует печного оборудования для получения ферросплава, но если в процессе работы произошло насыщение катализатора серой, возникает опасность ее перехода в литейный сплав.

Второй вариант предполагает получение из отходов ферросплава (ферроникеля). Как и в первом случае, после прокали ОК размалывается, смешивается с восстановителем (Al) и оксидом железа и флюсующими добавками, подогревается и поджигается. После завершения СВС-процесса получается ферроникель. Если восстановителем служит углерод, то после смешивания проводится брикетирование и переплав в электродуговых печах с основной футеровкой. В процессе переплава создаются условия для удаления серы. Схемы описанных процессов приведены ниже на рис. 1.

Для переработки отработанных катализаторов, содержащих более 25% NiO , известно три варианта. По первому варианту используется технология, приведенная на рис. 1. Необходимо лишь помнить, что по мере снижения содержания Ni в ОК снижается и эффективность его усвоения в расплаве чугуна, а количество шлака и флюсующих добавок (CaO , CaF_2 , Na_2O) возрастает, что неизбежно приведет к снижению производительности электродуговой печи, увеличению времени плавки и расходу энергии.

Второй вариант (рис. 2) предусматривает включение в схему 1 операции обогащения одним из методов (флотация, отмучивание и др.). К сожалению, в литературе отсутствуют сведения об обогащении ОК физическими методами, но следует ожидать не-

малых трудностей в процессе обогащения, т.к. в отличие от пустой породы руд в катализаторах никель осаждается на Al_2O_3 , а не на смесь оксидов (SiO_2 , FeO , Al_2O_3) из раствора солей. В процессе осаждения и прокалики NiO входит в решетку Al_2O_3 , образуя связи шпинельного типа.

На настоящий момент отсутствуют схемы металлургической переработки ОК, содержащих менее 20% NiO по причине низкой рентабельности процесса.

Исходя из анализа технической литературы по металлургической переработке отходов производства, предложена следующая схема переработки отработанных катализаторов, содержащих менее 20% NiO (рис. 3). Согласно данной схеме в качестве товарного продукта образуется концентрат NiO , который можно использовать для производства ферросплавов или для легирования железоуглеродистых сплавов через шлаковую фазу. После фильтрации образуется также раствор $NaAlO_2$, из которого осаждается $Al(OH)_3$, а после фильтрации и прокалики возможно получение дисперсных частиц Al_2O_3 . Раствор $NaOH$ после выпаривания повторно используется при смешивании с размолотым катализатором.

Для реализации предложенной схемы размолотый отработанный катализатор CaO -10%, NiO -18-20%, Al_2O_3 -70-72% смешивали со щелочью ($NaOH$) в пропорции 60/40, прокаливали при температуре $1000^\circ C$, заливали водой в объемном соотношении 1:4 и помещали в автоклав, после чего в автоклаве смесь нагревали до $125^\circ C$ под давлением 2 атм. Время выдержки изменяли от 1 до 4 ч.

После выдержки в горячем состоянии полученный раствор фильтровали и промывали горячей водой на фильтре. Полученный осадок высушивали и прокаливали при температуре $400^\circ C$ с целью удаления воды.

Таким образом, для получения ультрадисперсного гидроксида алюминия требуется:

- раствор алюмината плотностью 1210 кг/м^3 ;
- механическое перемешивание раствора;
- добавка затравки в количестве более 25% от находящегося в растворе $Al(OH)_3$;
- проведение процесса декомпозиции на всех стадиях при постоянной температуре порядка $20^\circ C$;
- турбулентный характер движения питающей среды за счет подбора скорости и конструкционных особенностей мешалки;

-- введение ПАВ (0,66% от массы образующегося $\text{Al}(\text{OH})_3$) в зависимости от цели получения порошка гидроксида алюминия с ультрадисперсными кристаллами или агломератами.

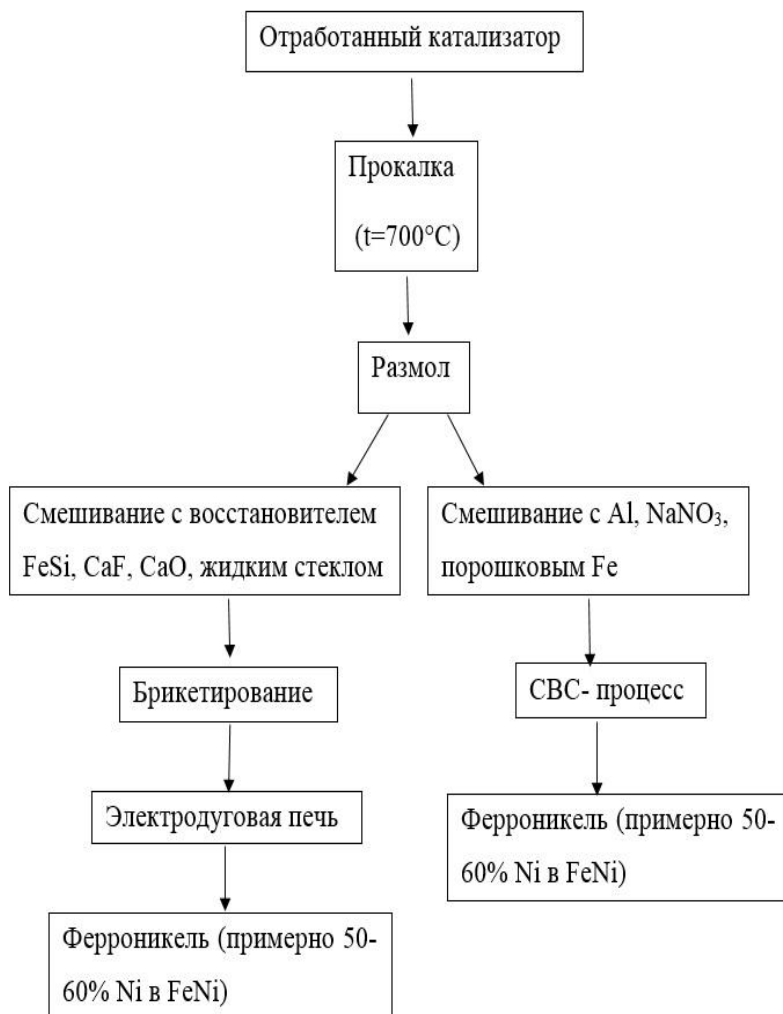


Рис. 1. Схема технологического процесса переработки отработанных катализаторов, содержащих более 50% NiO

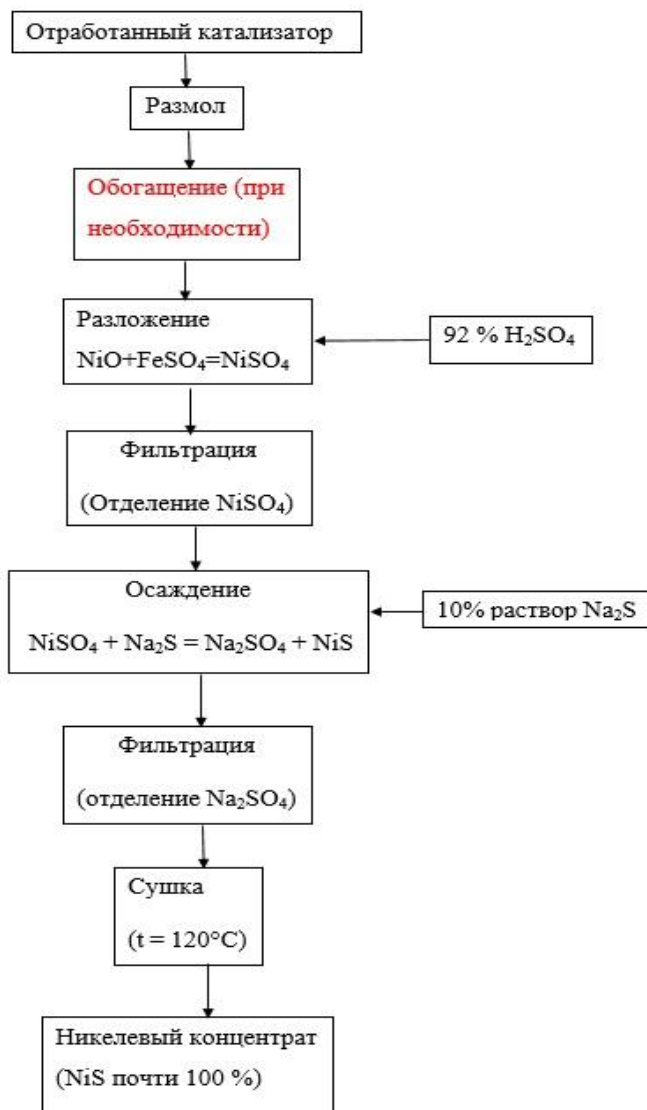


Рис. 2. Схема технологического процесса переработки отработанных катализаторов, содержащих более 25% NiO

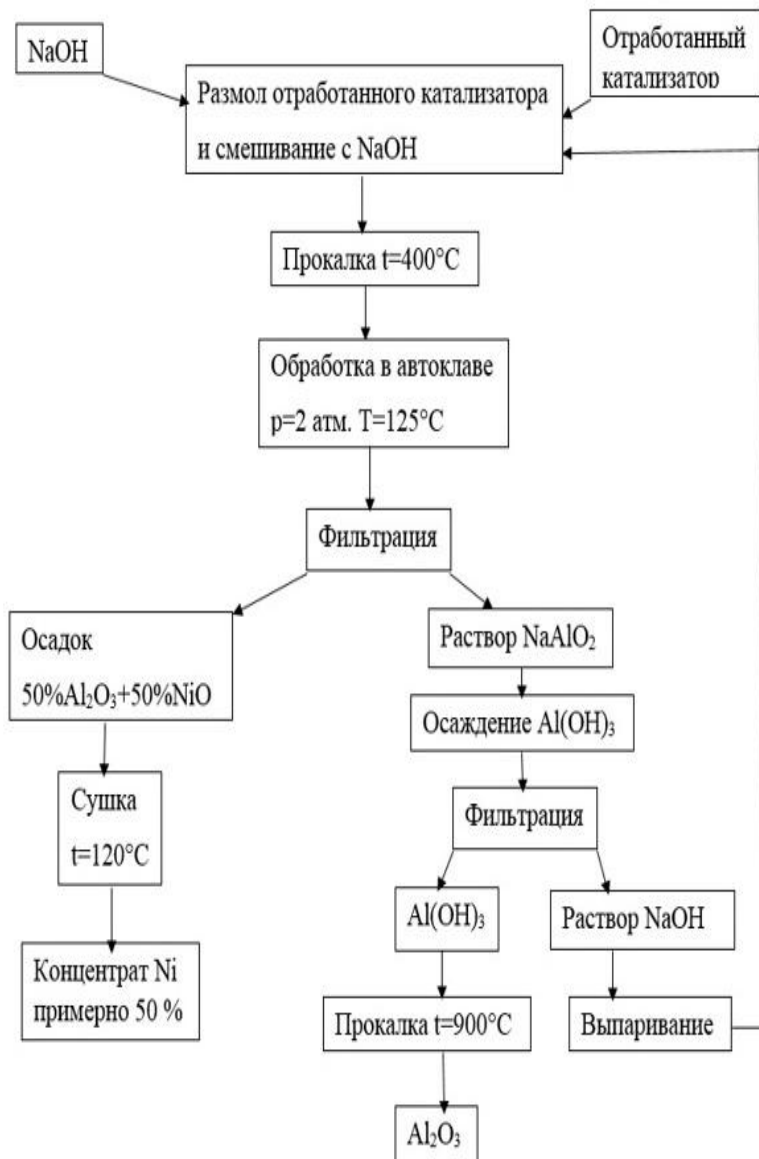


Рис. 3. Схема технологического процесса переработки отработанных катализаторов, содержащих менее 20% NiO

Согласно данной схеме в качестве товарного продукта образуется концентрат NiO , который можно использовать для производства ферросплавов или для легирования железоуглеродистых сплавов через шлаковую фазу. Образующийся после фильтрации раствор NaAlO_2 может быть использован в качестве связующего в составе противопригарных красок, обладающих высокой огнеупорностью.

Выкручивание алюмината натрия позволяет получать $\text{Al}(\text{OH})_3$, после прокалки которого образуются дисперсные частицы Al_2O_3 . Полученные ультрадисперсные частицы оксида алюминия могут использоваться в составе модификаторов в количестве 10–15% с целью повышения эффективности модифицирования в борьбе с отбелом в сером чугуне [2], применяться в зубных пастах, негорючей бумаге, негорючей пластмассе, в виде добавок в резину и как ускоритель твердения бетона. Раствор NaOH после выпаривания повторно используется при смешивании с размолотым катализатором [3].

Предложенная технология позволяет решить сразу несколько проблем, связанных с исключением закупки ферросплавов по импорту, захоронением образующихся отходов и уплатой экологического налога, упрочнением металлических сплавов за счет легирования их цветными металлами, получением ультрадисперсных частиц Al_2O_3 и эффективного связующего материала для противопригарных красок. Реализация данной схемы позволяет повысить рентабельность предприятий, специализирующихся на переработке катализаторов нефтехимического производства.

Список литературы

1. Экономное легирование железоуглеродистых сплавов / С.Н. Леках [и др.]. – Минск: Навука і тэхніка, 1996. – 173 с.
2. Ультрадисперсные включения в составе модификаторов для серого чугуна / О.С. Комаров [и др.] // Литейное производство. – 2011. - №12. – С. 8 -11.
3. Комарова Т.Д. Безотходная технология переработки отработанных катализаторов нефтехимического производства – вклад в защиту окружающей среды // Экология и защита окружающей среды : материалы науч.-техн. конф., Минск, 19 мая 2016 г. / БГУ. – Минск : БГУ, 2016. – С. 28-32.

УДК 669.714

**А.С. Калиниченко, А.Г. Слуцкий, В.А. Шейнерт, А.Н. Белый,
И.Л. Кулинич, О.А. Позняк**

Белорусский национальный технический университет, г. Минск

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ «ЧИПС»-ЛИГАТУРЫ НА ОСНОВЕ МЕДИ ДЛЯ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА

При получении высокопрочных чугунов широко используются лигатуры на основе ферросилиция (типа ФСМг) и «тяжелые» лигатуры на основе меди и никеля. При этом актуальным остается вопрос повышения эффективности таких лигатур в первую очередь за счет повышения степени усвоения магния, снижения удельного расхода присадки, и минимизация пылегазовых выбросов в процессе сфероидизирующей обработки жидкого чугуна. Одним из путей решения данной проблемы является использование лигатур в компактной форме, при которой процесс ее растворения протекает эффективнее.

Целью настоящей работы является исследование особенностей получения и применения «чипс»-лигатуры на основе меди с добавками магния и оксида иттрия. Для ее реализации использовали принцип механотроники, включающий брикетирование компонентов лигатуры после их перемешивания с последующим высокоскоростным ударно-механическим воздействием и получением тонких пластин («чипсов») [1–2].

При проведении лабораторных испытаний технологии получения высокопрочного чугуна использовалась базовая лигатура, содержащая порошок меди и магния как в виде брикетов, так и пластин, а также опытная «чипс»-лигатура, дополнительно содержащая ультрадисперсный порошок оксида иттрия.

Плавка чугуна осуществлялась в индукционной тигельной печи ИСТ-006. В качестве основных шихтовых материалов использовали рафинированный доменный передельный чугун, стальной лом, что обеспечило получение в исходном расплаве минимальной концентрации серы. Для сфероидизирующей обработки чугуна применяли три варианта «тяжелой» лигатуры на основе меди и магния в виде брикетов диаметром 25 мм и толщиной 5 мм, пластин толщиной 1-2 мм, а также «чипс»-лигатуру.

Лигатуру в количестве 0,8 % к весу жидкого металла вводили в ковш перед выпуском плавки. После завершения процесса сфероидизации высокопрочный чугун разливали по литейным формам. Из полученных заготовок изготавливались образцы для изучения химического состава, механических свойств и микроструктуры. Обобщенные результаты исследований представлены в таблице.

Установлено, что при обработке чугуна «тяжелой» лигатурой в виде брикетов процесс сфероидизации полностью не завершился по причине значительной длительности растворения данной присадки и, в конечном итоге, ее частичным ошлаковыванием. Данное обстоятельство также подтверждается невысоким содержанием в чугуне меди и остаточного магния. При этом твердость полученного чугуна составила 241НВ, а предел прочности при растяжении всего 390 МПа. Металлографический анализ показал, что структура графита, наряду с шаровидной формой, имеет включения вермикулярного графита (рис. 1, а).

Результаты химического анализа и механические свойства высокопрочного чугуна

Вариант модифицирования	Химический состав, %						Твердость, НВ	Предел прочности, σ_B , МПа
	C	Si	P	S	Cu	Mg		
Брикеты (Cu-Mg)	3,57	2,23	0,028	0,011	0,32	0,011	241	390
«Чипс»-лигатура (Cu-Mg)	3,63	2,14	0,038	0,012	0,51	0,019	266	456
«Чипс»-лигатура (Cu-Mg-Y ₂ O ₃)	3,61	2,18	0,025	0,014	0,53	0,021	229	673

При добавках лигатуры на основе меди и магния в виде пластин заметно стабилизировался процесс сфероидизации графитной фазы. За счет более эффективного растворения присадки в жидком чугуне повысилась концентрация меди и остаточного магния. При этом практически весь графит приобрел в основном шаровидную форму, что было подтверждено металлографическими исследованиями. Вместе с тем в структуре обнаружены включения эвтектического цементита (рис. 1, б). Известно, что высокопрочные чугуны имеют склонность к переохлаждению и при определенных

условиях в структуре может появиться цементитная фаза. В нашем случае после сфероидизирующей обработки высокопрочного чугуна по данному варианту вторичное графитизирующее модифицирование не проводилось.

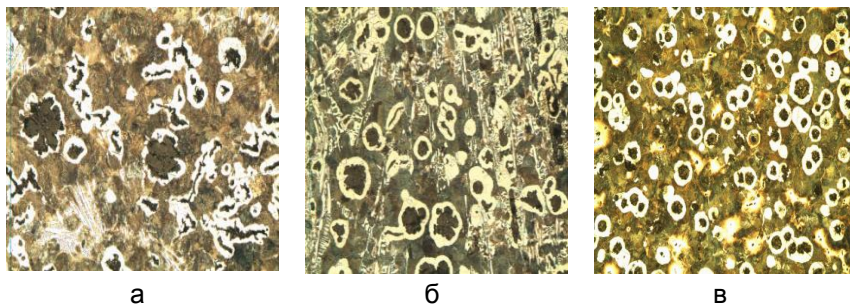


Рис. 1. Микроструктура высокопрочного чугуна обработанного различными лигатурами, $\times 200$, травлено:
а - лигатура медь-магний в виде брикета;
б - «чипс»-лигатура медь-магний;
в - «чипс»-лигатура медь-магний-оксид иттрия

Наличие в составе «чипс»-лигатуры ультрадисперсных частиц оксида иттрия оказало заметное влияние на характер формирования как графитной фазы, так и металлической основы сплава. В структуре улучшилась и стабилизировалась шаровидная форма графита. Металлическая основа сплава состоит из перлита и 20% феррита, при этом отсутствует цементитная фаза (рис. 1, в). Все это обеспечило получение более высоких механических свойств высокопрочного чугуна при оптимальной твердости.

Таким образом, сфероидизирующая обработка высокопрочного чугуна «чипс»-лигатурой на основе меди и магния, содержащей оксид иттрия, позволяет не только изменить характер распределения и форму шаровидного графита, но и исключить операцию вторичного графитизирующего модифицирования, а так же повысить механические и улучшить технологические свойства сплава.

На основании выполненных исследований были подобраны составы компонентов лигатуры на основе меди с добавками магния и ультрадисперсного порошка оксида иттрия и предложена технологическая схема ее получения и применения для высокопрочного чугуна (рис. 2).



Рис. 2. Технологическая схема получения и применения «чипс»-лигатуры на основе меди для высокопрочного чугуна

В соответствии с заявками ряда предприятий Республики Беларусь планируется изготовление опытных партий «чипс»-лигатуры для проведения заводских испытаний, технологии получения высокопрочного чугуна.

Список литературы

1. Калиниченко А.С., Слуцкий А.Г., Шейнерт В.А. Использование модифицирующей лигатуры, содержащей нанодисперсные порошки активных элементов при получении высокопрочного чугуна с шаровидным графитом // *Литье и металлургия*. – 2015. – №3. – С.101–106.
2. Использование сфероидизирующей «чипс»-лигатуры на основе меди, содержащей наноразмерные частицы оксида иттрия, для высокопрочного чугуна / А.С. Калиниченко, А.Г. Слуцкий, В.А. Шейнерт, С. А. Ленкевич, А.Н. Белый // *Литье и металлургия*. – 2015. – №1. – С.130–135.

УДК 621.74

**О.С. Комаров, К.Э. Барановский, И.Б. Проворова,
Е.В. Розенберг, Н.И. Урбанович**

Белорусский национальный технический университет, г. Минск

П.Ю. Дувалов

Институт технологии металлов НАН Беларуси, г. Могилев

**ОБРАБОТКА СТАЛЕЙ, ХРОМИСТЫХ И СЕРЫХ ЧУГУНОВ
КОМПЛЕКСНЫМИ МОДИФИКАТОРАМИ, СОДЕРЖАЩИМИ
ПОВЕРХНОАКТИВНЫЕ ЭЛЕМЕНТЫ**

В практике литейного производства нашло широкое применение введение химически активных элементов (Са, Al, ЩЗМ, РЗМ) в расплавы сталей и чугунов [1]. Применение модификаторов, содержащих эти элементы, приводит к уменьшению зоны трансформации, измельчению зерна, а следовательно, к улучшению механических свойств отливок.

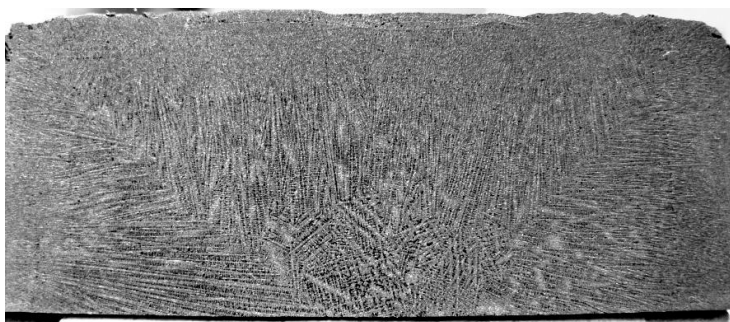
Авторы считают, что поверхностно-активные элементы (ПАЭ) (Bi, Te, Sb и др.) в составе комплексных модификаторов должны увеличить модифицирующий эффект [2]. В то же время комплексное модифицирование с использованием ПАЭ не получило широкого распространения.

Одной из целей проведенных исследований являлась оценка влияния поверхностно-активного элемента в составе комплексного модификатора на макро- и микроструктуру углеродистой стали.

Исследовали влияние комплексного модификатора на структуру стали 30Л. Плавку проводили в печи ИСТ 0,4 с кислой футеровкой. Расплав заливали в окрашенный краской (слой $\approx 0,5$ мм) кокиль с толщиной стенок 25 мм. Размер получаемого слитка $50 \times 50 \times 125$ мм. В качестве прибыли использовали чашу из стержневой смеси, равную объёму слитка. Модифицирование расплава проводили при переливе из печи в заливочный ковш емкостью 30 кг. Без модифицирования макроструктура стали представляла собой сквозную трансформацию, а балл зерна был №3. При модифицировании комплексным модификатором, содержащим Al, Ti, В, трансформационная структура оставалась, но измельчалось зерно до балла №4. При дополнительном введении поверхностно-

активного элемента транскристаллизация устраняется полностью с изменением размера зерна до балла №6.

На рис. 1 приведены макроструктуры стали, полученные при использовании комплексного модификатора (рис. 1, а) и совместном введении комплексного модификатора и 0,005% поверхностно-активного компонента (Vi) (рис, 1, б). Как видно из рис. 1, модифицирование комплексом элементов приводит к устранению транскристаллизации и изменяет размер зерна на 2 балла (рис. 2).



а



б

Рис. 1. Макроструктура сталей:
а – немодифицированный; б – модифицированный

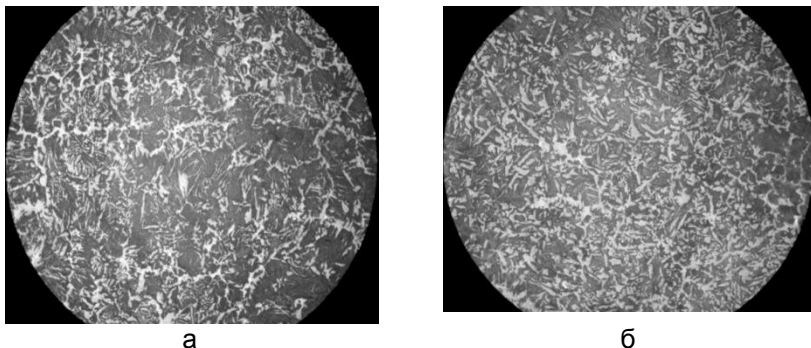


Рис. 2. Микроструктура литой стали:
а – немодифицированный; б – модифицированный

Из полученных результатов можно сделать вывод, что комплексный модификатор, содержащий поверхностно-активный элемент, оказывает более эффективное влияние на макро- и микроструктуры углеродистой стали.

Считается, что Bi в сталях является негативной примесью. Для оценки влияния небольших количеств Bi на механические свойства углеродистой стали в заводских условиях (ОАО «Минский тракторный завод») была проведена серия экспериментов. В ковш со сталью 45Л, емкостью 400 кг, перед разливкой вводилась добавка 0,005% Bi , отливались образцы для механических испытаний (трефы). После стандартной термической обработки вырезались образцы и по заводской технологии определялись механические свойства. В табл. 1 приведены усредненные результаты 5 опытов.

Таблица 1

Механические свойства.

Добавка, %	Твердость НВ	Врем.сопр. МПа	Предел текуч. МПа	Отнс. удл. %	Отнс. суж. %
0	207	683	382	17,6	17
0,005% Bi	207	682	382	24,8	20
0.2% комплексного модификатора + 0,005% Bi	207	690	410	28	28,6

По результатам испытаний можно сказать, что столь малая добавка Вi практически не влияет на механические свойства стали.

Поверхностноактивные элементы в углеродистых сталях могут быть использованы для устранения транскристаллитной структуры, измельчения зерна и повышения механических свойств. Наилучший результат, по мнению авторов, может быть достигнут при комплексном модифицировании ЦЗМ совместно с ПАЭ.

Современные тенденции развития промышленности требуют повышения ресурса работы деталей машин, работающих в условиях абразивного износа. Износостойкие хромистые чугуны (ИЧХ) являются одним из наиболее распространенных износостойких материалов. Ресурс работы деталей из ИЧХ определяется их структурой, твердостью и, в значительной степени, количеством, размером и морфологией специальных карбидов.

В настоящее время в СНГ и Республике Беларусь в основном используются доэвтектические чугуны, содержащие 2,2-3% углерода и соответственно 25-30% карбидов: ИЧХ28Н2, ИЧХ16М3, ИЧХ18.

Известно, что износостойкость ИЧХ линейно повышается с увеличением содержания углерода (количества карбидов). Поэтому одним из методов резкого увеличения износостойкости ИЧХ является использование заэвтектических чугунов, содержащих 3,8-4,0% углерода и соответственно 50-52% карбидов. Но использование заэвтектических чугунов, изготовленных по обычной технологии, приводит к резкому снижению износостойкости и механических свойств, что связано с наличием в структуре первичных карбидов, размер которых превышает в 5-10 раз эвтектические карбиды [3]. Значительно повысить ресурс работы деталей из заэвтектических ИЧХ можно за счет использования комплекса легирующих и модифицирующих добавок, позволяющих измельчить первичные карбиды в заэвтектических чугунах до размеров, сопоставимых с эвтектическими карбидами.

Для проверки технологической схемы управления структурой заэвтектического высокохромистого чугуна, содержащего 3,9-4,0% С, была проведена серия экспериментов. Комплексный модификатор, состоящий из химически активного вещества и поверхностно активного вещества в количествах: 0,05, 0,1, 0,15, 0,2% был перед заливкой добавлен в расплав хромистого чугуна (3,92% С, 17,5% Cr, 0,4% Ni, 0,4% Mo). Температура ввода модификатора составляла 1400 °С. Модифицирование привело к измельчению как заэвтектических, так и эвтектических карбидов. На рис. 3 показана зависи-

мость размера (толщины) заэвтектических карбидов от количества комплексного модификатора, на рисунке также показана немодифицированная и модифицированная структура чугуна (0,2% модификатора).

Как видно из рис. 3, модифицирование уменьшает размер заэвтектических карбидов в 6 раз. Наиболее эффективно введение 0,15% модификатора. Дальнейшее увеличение количества модификатора не приводит к значительному измельчению структуры. Модифицирование уменьшило размер эвтектических карбидов в 2–2,5 раза, но в меньшей степени, чем размер заэвтектических карбидов.

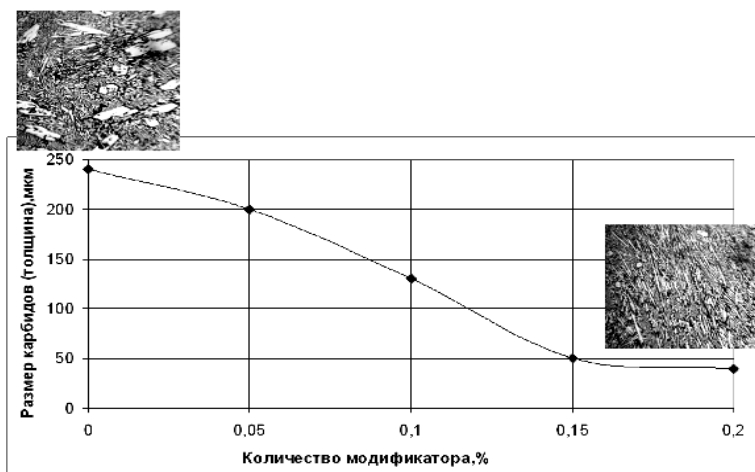


Рис. 3. Зависимость размера заэвтектических карбидов от количества комплексного модификатора

Проведенные исследования показали эффективность модифицирования заэвтектических чугунов, содержащих 3,9–4,0% С. Изготовлены экспериментальные детали из заэвтектического чугуна, содержащего 50–52% карбидов. Предварительные испытания показали увеличение износостойкости по сравнению со стандартными чугунами.

Обработка расплава ИЧХ модификатором, содержащим поверхностноактивный элемент, позволяет измельчить заэвтектические карбиды, что сложно реализовать при использовании других модификаторов.

Модифицирующая обработка особенно актуальна для серого чугуна, так как позволяет устранить отбел в тонкостенных отливках. Наибольшее распространение в качестве модификаторов получили добавки на основе кремния, дополнительно содержащие барий, стронций, кальций, редкоземельные и другие химически-активные элементы.

В связи с изложенным выше, представляло интерес исследование совместного влияния химически и поверхностноактивных добавок (современный графитизирующий модификатор для чугунов + ПАЭ) на величину отбела в серых чугунах [4].

Исследование проводилось в промышленных условиях (литейный цех №1 ОАО «Минский тракторный завод»). Обработку расплава серого чугуна состава (% по массе): 3.38 С; 2.06 Si; 0.73 Mn; 0.18 Cr; 0.17 Cu; 0.07 P; 0.008 S осуществляли модификаторами (0.3%) при переливе из раздаточного в заливочный ковш емкостью 400 кг. Расплав обрабатывался:

1) по принятой на заводе технологии модифицирования (графитизирующий модификатор производства РФ);

2) графитизирующий модификатор совместной разработки БНТУ и ООО «ПолитегМет» г. Минск;

3) графитизирующий модификатор совместной разработки БНТУ и ООО «ПолитегМет» г. Минск, с добавлением 0.005% ПАЭ.

Величину отбела определяли на клиновидных пробах. Результаты представлены в табл. 2 и на рис. 4, из которых следует, что комплексное модифицирование более эффективно снижает величину отбела по сравнению с графитизирующими модификаторами.

Комплексное модифицирование с использованием поверхностно активных элементов более эффективно в борьбе с отбелом в отливках из серого чугуна. Положительное влияние ПАЭ также проявилось в виде резкого сокращения ширины половинчатой зоны (содержание цементита до 5%).

Таблица 2

Отбел в клиновидных пробах

№	Модификатор	Отбел, мм
1	0.3% графитизирующий модификатор производства РФ (заводская технология)	9
2	0.3% графитизирующий модификатор БНТУ, ООО «ПолитегМет» г. Минск	7
3	0.3% графитизирующий модификатор БНТУ, ООО «ПолитегМет» г. Минск + 0.005% ПАЭ	4

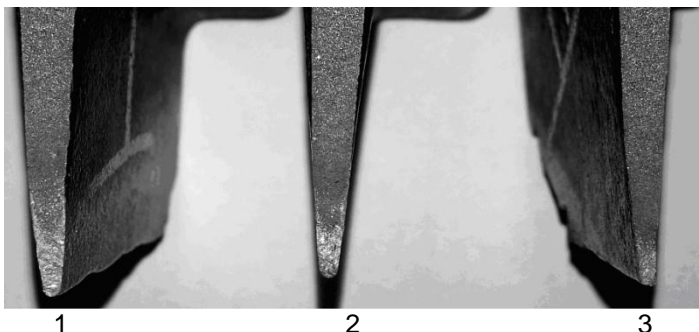


Рис. 4. Клиновидные пробы на отбел:

- 1 – 0.3% графитизирующий модификатор производства РФ;
- 2 – 0.3% графитизирующий модификатор;
- 3 – 0.3% графитизирующий модификатор + 0.005% ПАЭ

Из описанных выше результатов можно сделать выводы, что применение поверхностноактивных элементов в составе модификаторов для углеродистых сталей, износостойких и серых чугунов усиливает эффективность модификаторов, содержащих химически активные вещества.

Список литературы

1. Влияние технологических параметров модифицирования комплексными модификаторами на свойства отливок / И.Д. Андреев, А.В. Афонаскин, Г.Ю. Бажова, В.Д. Дородный // Литейное производство. – 2002. – №6. – С.13-15.
2. Комаров О.С. Термокинетические основы кристаллизации чугуна. – Мн.: Наука и техника, 1982. – 262 с.
3. Повышение износостойкости хромистых чугунов/ К.Э. Барановский, Н.И. Урбанович, И.Б. Проворова, И.А. Басалай // Горная механика и машиностроение. – 2014. – №2. – С. 34-38.
4. Некоторые вопросы теории встречного модифицирования чугуна / А.В. Афонаськин, О.Д. Опалихина, А.А. Жуков // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1991. – №7. – С. 12-13.

УДК 621.74

В.В. Романюк, В.И. Никитин

Самарский государственный технический университет, г. Самара

НАСЛЕДСТВЕННОЕ ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМИРОВАННЫХ ОТХОДОВ НА СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВО-КРЕМНИЕВЫХ СПЛАВОВ

В мире непрерывно проводятся исследования по переработке алюминиевых отходов с целью их вторичного применения для получения алюминиево-кремниевых сплавов. Известен прогноз рынка «вторичных» сплавов на ближайшие десятилетия: доля изделий из алюминиевых сплавов будет увеличиваться за счет развития, прежде всего, транспортных средств нового поколения [1]. Рост рынка таких транспортных средств предполагает увеличение спроса на качественные и недорогие алюминиевые сплавы, что ставит задачу перед специалистами по созданию технологий рециклинга низкосортных алюминиевых отходов с целью синтезирования высококачественных сплавов. Такие технологии должны включать сбор, сортировку, обработку, переплавку, очистку, синтезирование, модифицирование расплава [2].

На кафедре ЛивТ СамГТУ в Центре литейных технологий (ЦЛТ) в последние годы проводятся системные исследования по рециклингу деформированных и низкосортных отходов с целью их эффективного использования в производстве и литье силуминов [3-5].

Целью данной работы является исследование и разработка рекомендаций по рециклингу деформированных алюминиевых отходов и их применению с целью синтезирования литейных сплавов на основе системы Al-Si автомобильного и аэрокосмического назначения (силумины 1 и 2 групп по ГОСТ 1583-93). Актуальность данной работы заключается в том, что на многих машиностроительных заводах Самарского региона обрабатываются поковки и штамповки, в результате чего накапливается большое количество стружки из разных деформируемых сплавов.

В качестве исходных шихтовых материалов для синтезирования автомобильного сплава АК6М2 применяли:

– деформированные отходы сплава АМц в виде обрезков плит толщиной 20 мм;

- переплав смешанной стружки, образовавшейся при мехобработке поковок из дюралюминов;
- отходы алюминиевых банок из сплавов 3104 и 5182;
- электротехнические отходы алюминия и меди в виде проволоки и прутков толщиной 2-5 мм;
- мелкокристаллическую лигатуру $AlSi_{20}$, полученную в ЦЛТ по специальной технологии из отходов электротехнического Al и отходов Si в виде порошка;
- валковую МКЛ $AlTi_5$, полученную в ЦЛТ в валковом кристаллизаторе;
- покровно-рафинирующий флюс «МХЗ» (состав флюса, %: 30-35 KCl ; 52-57 $NaCl$; 10-15 Na_2SiF_6) – 4,5% от массы плавки и флюс «Арсал» – 0,24% от массы плавки.

Для синтезирования конструкционного сплава АК7ч в качестве шихтовых материалов применяли:

- отходы электротехнического Al в виде проволоки толщиной 2-5 мм;
- отходы алюминиевых банок (сплавы 3104 и 5182);
- кремний KrO в виде крошки размерами 0,1-5 мм;
- комплексную флюсовую композицию КФК производства ОДО «ЭВТЕКТИКА» (ТУ-ВУ 100196035.018-2010). Расход флюса варьировали от 3 до 10% от массы плавки.

Синтезирование сплава АК6М2 проводили в двух типах печей: электросопротивления и индукционной (емкость по 10 кг). Применяли состав шихты, включающий по 10% отходов алюминиевых банок и переплава стружки дюралюмина. Суммарное количество отходов, вовлеченное в синтезирование сплава, составило до 97%. В качестве первичного металла применяли 3% чушкового магния марки $Mg90$. Перед введением в тигель печи отходы банок и проволоку предварительно компактировали для улучшения усвоения и снижения угара. «Болото» готовили из переплава стружки и отходов электротехнического алюминия, необходимого для расшихтовки марганца, находящегося в отходах алюминиевых банок. Подогретую шихту быстро погружали под зеркало расплава при $680 \pm 20^\circ C$. Расплав рафинировали до ввода алюминиевых банок, добавляя первую порцию флюса – насыпь на зеркало расплава без замешивания; вторую порцию вводили после ввода алюминиевых банок, с замешиванием в расплав при температуре $740 \pm 15^\circ C$. После снятия шлака заливку производили при температуре расплава $750 \pm 15^\circ C$ в горячие ($100-200^\circ C$) кокилы и изложницы. Определяли следующие параметры и свойства синтезирован-

ного сплава: выход годного, химический состав, электропроводность, микроструктуру, механические свойства в литом состоянии.

При синтезировании сплава АК7ч в составе шихты применяли 20 и 40% отходов алюминиевых банок деформируемого сплава 3104. Синтезирование проводили в печи электросопротивления с емкостью тигля 0,4 кг. Загрузку скомпактированных алюминиевых банок в печь проводили под зеркало расплава, полученное из отходов электротехнического Al. Для доведения химического состава по содержанию кремния до ГОСТа в расплав добавляли кремний марки Кр0 в виде крошки размерами 0,1–5 мм при температуре расплава $680 \pm 20^\circ\text{C}$, затем рафинировали комплексной флюсовой композицией, снимали шлак и проводили заливку опытных проб при температуре расплава $730 \pm 15^\circ\text{C}$ в холодные (20°C) и горячие ($100\text{--}200^\circ\text{C}$) кокили.

Синтезирование сплава АК6М2. Химический состав синтезированного литейного сплава АК6М2 (табл. 1) несколько отличается от регламентируемого ГОСТом: содержание Si ближе к нижнему пределу, отклонение по Mg (ниже требуемого на 0,1%) и Mn (выше требуемого на 0,06%). Однако, в целом, расчетный состав шихты позволил получить химический состав синтезированного сплава близким к требованиям ГОСТ. Физические свойства полученного сплава находятся на уровне первичного сплава; механические свойства на вырезанных образцах из отливки (ЛК) существенно выше в сравнении с чушковым сплавом производства ОАО «АВТОВАЗ» (табл. 2): σ_B – в среднем на 9%, δ – в 2-4 раза. Применяемые параметры синтезирования позволили получить достаточно высокий выход годного – 92-96%.

В сравнении со сплавом, полученным из первичных материалов производства ОАО «АВТОВАЗ», синтезированный сплав имеет более мелкую и равномерную структуру (рис. 1), что объясняется наследственным влиянием деформированной шихты (стружка, алюминиевые банки, алюминиевая и медная проволока) [6]. Таким образом, использование алюминиевой стружки, отходов банок и других деформированных алюминиевых отходов в шихте благоприятно влияет на структуру и свойства сплава АК6М2.

Таблица 1

Химический состав сплава АК6М2, %

Сплав	Si	Cu	Mg	Ti	Fe	Mn
По ГОСТ 1583-93	5,5-6,5	1,8-2,3	0,3-0,45	0,1-0,2	До 0,6	До 0,1
Переplав чушки ОАО «АВТОВАЗ»	6,32	2,34	0,3	0,16	0,31	0,005
Синтезированный сплав	5,75	2,14	0,2	0,11	0,33	0,16

Таблица 2

Свойства синтезированного литого сплава АК6М2

Вид сплава	ВГ, %	Электропроводность, МСм/м	Механические свойства		
			$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
Переplав чушки ОАО «АВТОВАЗ»	-	17,8	110-183	178-230	0,56-3,3
Синтезированный сплав	92-96	17,9-19,0	201-216	200-247	4-11

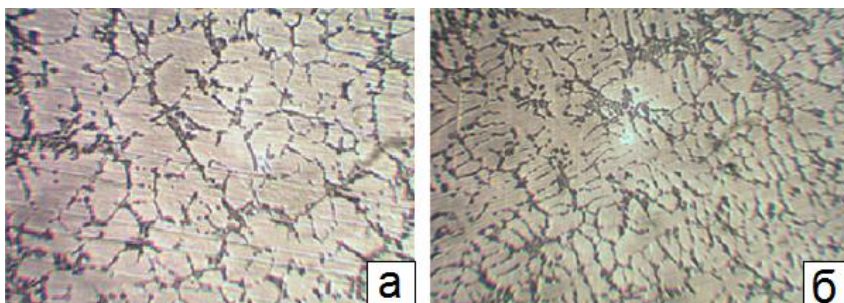


Рис. 1. Микроструктура сплава АК6М2 (x100):

а – сплав, полученный из переplавки чушки производства ОАО «АВТОВАЗ», б – синтезированный сплав

На рис. 2 представлена микроструктура синтезированного сплава АК7ч, его химический состав – в табл. 3. Видно, что при переplавке банок произошли потери магния, содержащегося в сплавах 3104 и 5182. Содержание магния в синтезированных образцах – 0,03...0,13%. При содержании 20% банок в шихте незначительно снижено содержание кремния. Изломы синтезированных

образцов сплава АК7ч чистые, т.е. без неметаллических включений, пористости и шлаковых включений. Выход годного сплава составил 88-93,5%.

Таблица 3

Химический состав сплава АК7ч, %
(лаборатория ОАО РКЦ «Прогресс»)

Содержание банок в шихте, %	Si	Mg	Mn	Fe
20	5,8-7,8	0,06	0,14-0,16	0,27-0,32
40	7,4-7,6	0,03-0,13	0,21-0,31	0,35-0,56
ГОСТ 1583-93	6-8	0,2-0,4	До 0,5	До 1

В условиях ЦЛТ СамГТУ проведен анализ микроструктуры сплава в литом немодифицированном состоянии (см. рис. 2). Видно существенное измельчение структуры сплава АК7ч под влиянием деформированных отходов алюминиевых банок сплава 3104, применяемых в составе шихты. Программный анализ ПАК «SIAMS» показал измельчение и увеличение числа дендритов – с 824 до 1010 частиц. Испытания механических свойств проводили в лаборатории РКЦ «Прогресс» (табл. 4). Механические свойства синтезированного сплава значительно выше требований ГОСТ: σ_B изменяется от 185 до 210 МПа; δ – от 8 до 10%, значение твердости в среднем – 66 ед. Полученные результаты свидетельствуют о положительном наследственном влиянии структуры деформированных отходов в системе шихта-расплав-литое изделие.

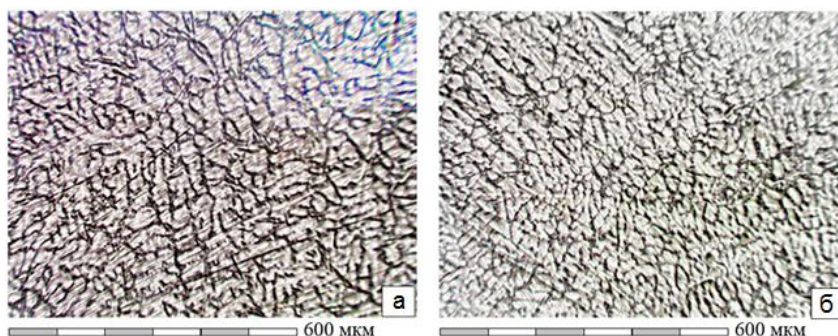


Рис. 2. Микроструктура сплава АК7ч (x100):
а, б – синтез сплава (20 и 40% отходов банок в составе шихты)

Таблица 4

Механические свойства литого сплава типа АК7ч

Содержание банок в шихте, %	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	НВ
20	185-190	97-110	8-10	65
40	200-210	100-130	8-9,3	65-68
Среднее	196	109	8,8	66
ГОСТ 1583-93 (минимальные значения при ЛК)	157	-	2	50

С использованием в составе шихты 20 и 40% отходов банок и стружки деформированных сплавов синтезированы силумины АК6М2 и АК7ч и получены выходы годного – 92-96 и 88-93,5% соответственно.

Использование деформированных отходов в составе шихты оказывает положительное наследственное влияние на микроструктуру и механические свойства полученных доэвтектических силуминов.

Благодаря наследственному влиянию структуры используемой шихты предоставляется возможность синтезировать силумины с высоким содержанием рециклируемых отходов и повышенными физико-механическими свойствами. Работы в данном направлении весьма актуальны и будут продолжены.

Список литературы

1. Hiroki Hatayama, Ichiro Daigo, Yasunari Matsuno, Yoshihiro Adachi. Evolution of aluminium recycling initiated by the introduction of next-generation vehicles and scrap sorting technology. Resources, Conservation and Recycling. – 2012. – No. 9. – P. 8-14.
2. Tsesmelis K., Bayliss C. Переработка – важная часть статьи об алюминии // Сборник докладов XIX Международной конференции «Алюминий Сибири». – Красноярск, 2013. – С. 131-137.
3. Никитин В. И., Романюк В. В. и др. О синтезировании алюминиевых сплавов из деформируемых отходов // Труды VII Международной научно-практической конференции «Прогрессивные литейные технологии». Москва, МИСиС, 2013. – С. 164-171.
4. Никитин В. И., Романюк В. В., Тимошкин И. Ю. Синтезирование алюминиевых сплавов на основе баночных отходов / Материалы VI регионального научно-технического совещания «Взаимо-

- действие науки и литейно-металлургического производства». Самара, СамГТУ, 2014 г. – С. 192-198.
5. Никитин В. И., Романюк В. В. и др. Рециклинг алюминиевой стружки деформируемых сплавов / Труды XII Съезда литейщиков России. Н. Новгород, 2015 г. – С. 320-324.
 6. Никитин В.И., Никитин К. В. Наследственность в литых сплавах. Самара: СамГТУ, 2005. 248 с.

УДК 621.74.046

В.В. Аникеев, В.И. Никитин, Н.Н. Зонненберг

Самарский государственный технический университет, г. Самара

НАСЛЕДСТВЕННОЕ ВЛИЯНИЕ СОСТАВА ШИХТОВЫХ МАТЕРИАЛОВ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ОТЛИВОК ИЗ СТАЛИ И ЧУГУНА

Изучение и создание новых технологий приготовления сплавов традиционно основываются на двух положениях: взаимосвязи химического состава со структурой твёрдого сплава и генетической взаимосвязи жидкого и твёрдого состояния. Первое положение успешно разрабатывается и реализуется в рамках металловедения и синтеза сплавов. Второе положение лежит в основе развития тезиса «качество расплава – качество литого металла».

Наименее изученными являются вопросы генетической взаимосвязи металлов и сплавов в тройной системе «шихта – расплав – отливка». Образцы стали и чугуна одной и той же марки, выплавленные из различных шихтовых материалов одним и тем же способом, обладают в жидком состоянии неодинаковыми значениями вязкости, плотности, поверхностного натяжения и электросопротивления. Эффект влияния шихты наиболее отчётливо проявляется в тех случаях, когда процесс плавки сопровождается минимальным внешним воздействием на расплав.

Ключевыми положениями теории наследственности в сплавах являются следующие:

1. Все протекающие физико-химические и литейные процессы рассматриваются во взаимосвязанной системе шихта – расплав

– литые изделия. Материалы для приготовления сплавов (шихта) являются основными источниками наследственной информации (наследуемых признаков). Шихтовые материалы – основной источник информации и технологический фундамент в данной системе. На практике применяется огромный ассортимент разноструктурных шихтовых материалов.

2. Расплавы, получаемые из шихтовых материалов, по своей природе вплоть до температур кипения сохраняют унаследованное метастабильное и микрогетерогенное строение. Это означает, что расплав как термодинамическая система очень далек от состояния равновесия. Поэтому неравновесные расплавы устойчиво несут в себе элементы структуры исходных фаз шихтовых материалов. На расплав, как на многофакторную открытую термодинамическую систему, оказывают влияние шихтовые материалы [1, 2].

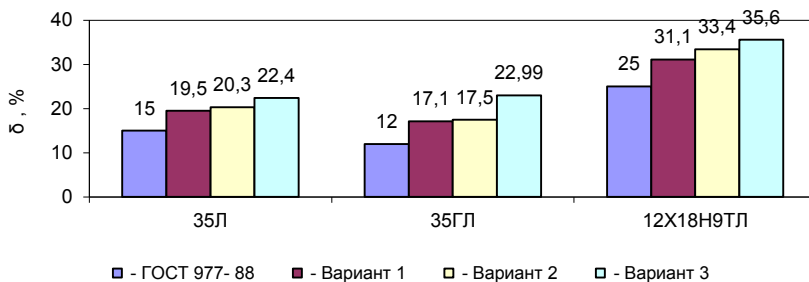
Исследовали влияние состава шихты на качество отливок ответственного назначения из сталей марок 35Л, 35ГЛ и 12Х18Н9ТЛ (масса отливок 15–400 кг) и легированных чугунов ИЧХ28Н и ЖЧХ16 (масса отливок 10–70 кг). Сталь выплавляли в дуговой сталеплавильной печи ДСП-1,5 (35Л, 35ГЛ) и индукционной печи ИСТ-0,4 (12Х18Н9ТЛ), чугун выплавляли в индукционной печи ИСТ-0,16.

При плавке стали исследовали три варианта составов шихты (ВСП/Покупной лом): 1 – 100/0; 2 – 50/50; 3 – 0/100; при плавке чугуна два варианта: 1 – 60/30, 2 – 0/60 (ИЧХ28Н); 1 – 60/20, 2 – 20/60 (ЖЧХ16).

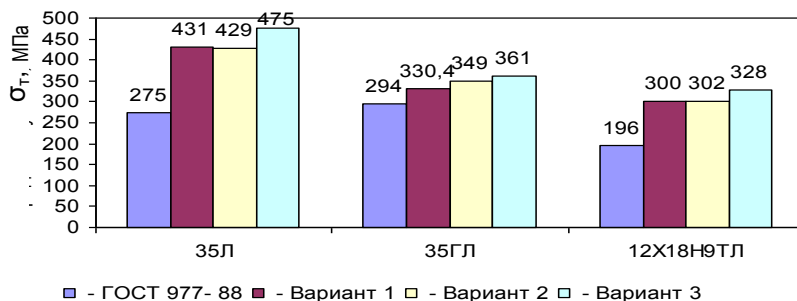
Для плавки сталей 35Л и 35ГЛ использовали покупной лом групп 2А, 4А, 8А; 12Х18Н9ТЛ – группы Б26 по ГОСТ 2787-75 «Металлы чёрные вторичные» в виде деформированной шихты (прокат, уголки, швеллера, рельсы, трубы, листы, брикетированная стружка), возврат собственного производства состоял из прибылей, литников, остатков ковшевого металла и брака отливок.

Для плавки чугуна использовали чушковые литейные чугуны, чугунный и стальной лом, стружку, возврат собственного производства, ферросплавы.

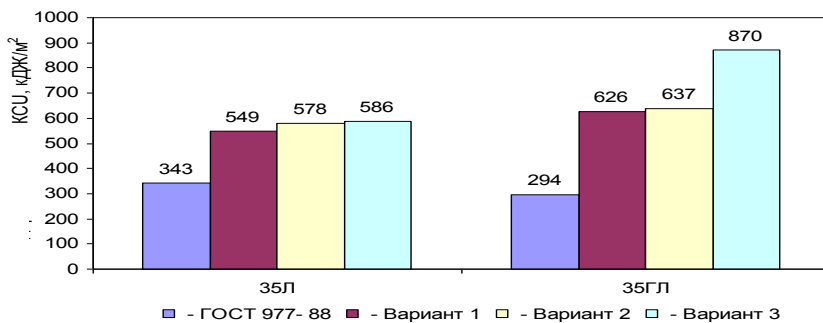
Для определения влияния состава шихты образцы отливок подвергали механическим испытаниям по стандартным методикам на относительное удлинение (δ), предел текучести (σ_T), ударную вязкость (КСУ) и твердость (НВ) [3-10]. Определяли средние значения показателей механических свойств для каждой марки стали, чугуна и варианта шихты и строили диаграммы зависимостей механических свойств от состава шихты (рис. 1, 4).



а



б



в

Рис. 1. Зависимость механических свойств от состава шихты:
1, 2, 3 – варианты шихты

Результаты исследований показывают, что увеличение доли покупного лома приводит к последовательному повышению показателей механических свойств относительно требований ГОСТ 977-88 «Отливки стальные».

Значительное повышение механических свойств достигается при использовании в качестве шихты 100% покупного лома. Это объясняется тем, что деформируемая шихта (покупной лом) имеет мелкокристаллическую структуру, менее загрязнённую вредными примесями фосфором и серой и неметаллическими включениями. Отходы собственного производства загрязнены остатками формовочной смеси; содержание серы и фосфора в них выше, чем в покупном ломе; механические свойства повышаются не столь значительно.

Также исследовали влияние состава шихты на образование трещин и межкристаллитной коррозии в отливках с повышенным содержанием доли ВСП в шихте. Предварительные микроскопические исследования и изучение изломов из зоны разрушения отливок выявили межкристаллический характер образования трещин. Причина их образования – значительная загрязнённость границ кристаллов неметаллическими включениями (сульфидами, окисульфидами, оксидами) и повышенное содержание серы и фосфора в стали. У большинства образцов (из зоны разрушения отливок) загрязнённость неметаллическими включениями имеет явную тенденцию локального ухудшения структуры на участках, прилегающих к трещинам. Это включения больших размеров и различной формы, которые располагаются, в основном, по границам зёрен и дендритов в виде строчек и различных грубых скоплений, сопровождающихся «рыхлотами» и «несплошностями». Они являются причиной расслоения металла и образования трещин.

«Рыхлоты» и «несплошности» заполнены эвтектикой или жидким металлом, кристаллизующимся в последнюю очередь, и сплошной цепочкой (пленой) неметаллических включений. Неметаллические включения, «рыхлоты», «несплошности» являются концентраторами напряжений, ослабляют границы зёрен и повышают склонность металлов к охрупчиванию. Излом образцов в литом состоянии – грубокристаллический, с грубыми сколами и резко очерченными гранями; проходит по границам зёрен; поверхность излома в основном камневидная, сильно окислена и частично оплавлена. Неметаллические включения в зоне «здорового» металла (без трещин) идентичны включениям в отливках с трещинами, но, в основном, мелкие, округлой, каплевидной и вытянутой

формы, равномерно распределены по всему сечению шлифов. Излом образцов – мелкокристаллический.

На рис. 2 приведены нетравленные микрошлифы (а) и микроструктура (б) по трещинам отливки «клапанная коробка» (сталь 35Л, масса 404 кг).

На рис. 3 приведены микроструктура травлёного шлифа (а) и образцы пластин отливки «корпус уплотнителя» (сталь 12Х18Н9ТЛ, масса 49 кг) после испытания на стойкость против межкристаллитной коррозии (б).

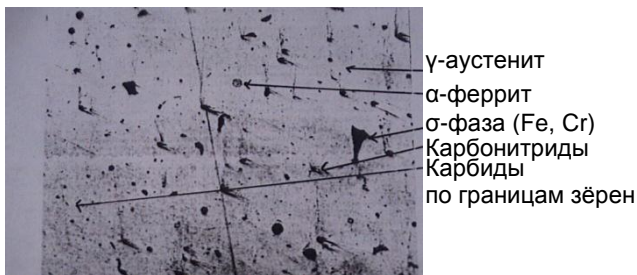
Микроструктура травленого шлифа образца отливки состоит из аустенита, небольшого количества феррита, σ -фазы (Fe, Cr), отдельных карбидов и карбонитридов.

Вследствие высокой хрупкости σ -фаза является нежелательной структурной составляющей. Образование σ -фазы сопровождается уменьшением объёма, вследствие чего возникают внутренние (структурные) напряжения и опасность образования трещин. σ -фаза и карбиды, выделившиеся по границам зёрен, создают напряжения в приграничных участках аустенит - σ -фаза, которые приводят к хрупкому разрушению границ зёрен и образованию холодных межкристаллических трещин.

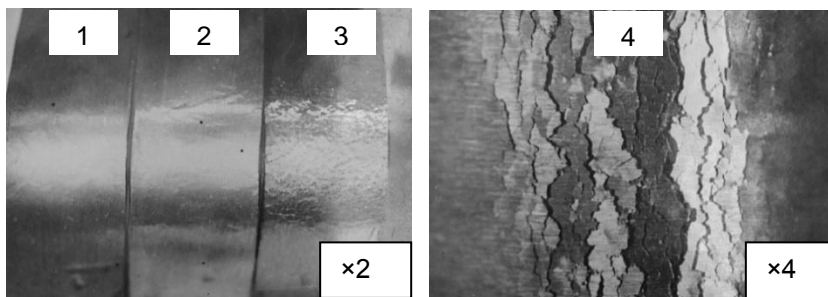


Рис. 2. Нетравленные микрошлифы (а), $\times 100$, и микроструктура (б), $\times 200$, по трещинам отливки «клапанная коробка» (сталь 35Л, масса 404 кг)

Склонность стали к МКК вызвана карбидными включениями, расположенными по границам зёрен. Приграничное выделение карбидов хрома приводит к обеднению границ зёрен хромом. Диффузия углерода, растворённого в твёрдом растворе, к границам зёрен протекает гораздо быстрее, чем диффузия хрома. Поэтому углерод, необходимый для образования карбидов, при снижении его концентрации по границам зёрен начинает диффундировать к границам из зёрен. В то же время необходимый для этого хром поступает с границ зёрен или из приграничных зёрен аустенита. В результате содержание хрома уменьшается в приграничном слое зерна, и этот слой теряет способность к пассивации, подвергаясь быстрой коррозии.



а



б

Рис. 3. Микроструктура травлёного шлифа (а), $\times 200$, и образцы пластин отливки «корпус уплотнителя» (сталь 12Х18Н9ТЛ, масса 49 кг) после испытания на стойкость против межкристаллитной коррозии (б):

1,2 – не склонные к МКК, $\times 2$; 3 – склонный к МКК, $\times 2$;

4 – разрушение стали по границам зёрен, $\times 4$

Результаты исследований механических свойств отливок из износостойкого и жаропрочного чугуна приведены на рис. 4.

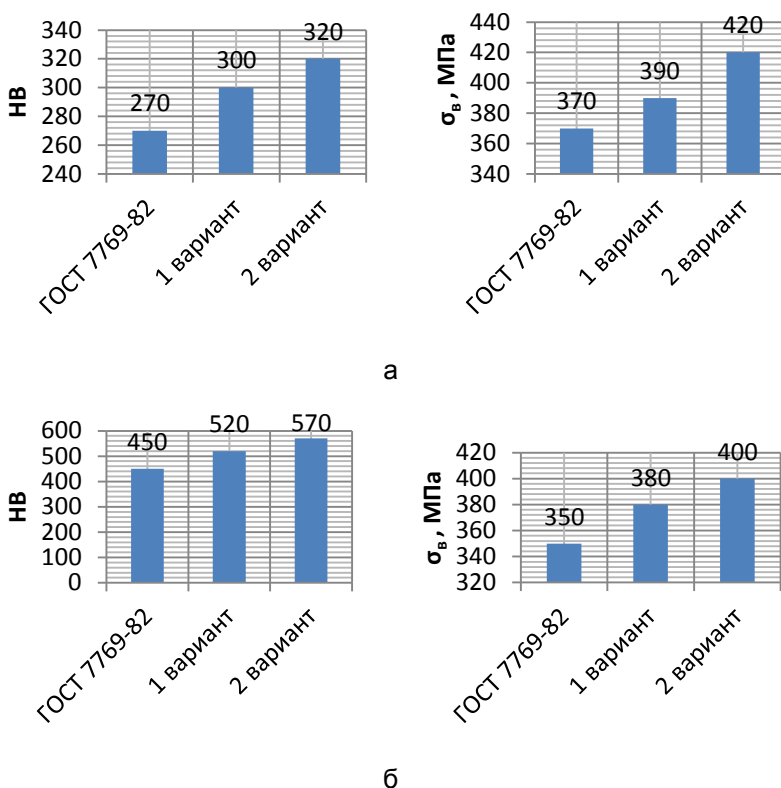


Рис. 4. Механические свойства отливок:
а – ИЧХ28Н; б – ЖЧХ16

Результаты исследований показывают, что независимо от принятого варианта шихты для плавки чугуна механические свойства (HB , $\sigma_{\text{в}}$) превышают нормы ГОСТ 7769-82 «Чугун легированный для отливок со специальными свойствами», увеличение доли покупного лома в шихте приводит к повышению значений механических свойств.

Выводы:

1. Состав шихты предопределяет качество стальных и чугунных отливок.

2. С увеличением доли ВСП механические свойства отливок ухудшаются, так как основой ВСП являются прибыли с крупнокристаллической структурой, загрязнённые остатками формовочной смеси, с повышенным содержанием серы и фосфора.

3. Причиной образования трещин в стальных отливках является загрязнённость металла неметаллическими включениями.

4. Увеличение доли покупного лома (деформированной шихты) с мелкокристаллической структурой, меньшей загрязнённостью неметаллическими включениями, серой и фосфором приводит к повышению уровня механических свойств отливок, снижению вероятности образования трещин и возрастанию стойкости коррозионностойких сталей к межкристаллитной коррозии.

Список литературы

1. Никитин В.И., Никитин К.В. Наследственность в литых сплавах. – Изд. 2-е, перераб. и доп. – М.: Машиностроение, 2005. – 477с.
2. Никитин В.И. История и перспективы явления наследственности в литейных процессах // VII междунар. науч.-техн. симпозиум «Наследственность в литейных процессах», 14–16 октября 2008 г.: [посвящ. 30-летию каф. «Технология литейных проц.» СамГТУ: труды] / отв. ред. проф. В.И. Никитин. – Самара: СамГТУ, 2008. – С. 53–64.
3. Аникеев В.В., Зонненберг Н.Н., Осипов Н.В. Исследование наследственного влияния состава шихты на образование дефектов в отливках из коррозионностойкой стали // VII междунар. науч.-техн. симпозиум «Наследственность в литейных процессах», 14–16 октября 2008 г.: [посвящ. 30-летию каф. «Технология литейных проц.» СамГТУ: труды] / отв. ред. проф. В.И. Никитин. – Самара: СамГТУ, 2008. – С.141-144.
4. Аникеев В.В., Зонненберг Н.Н., Осипов Н.В. Исследование наследственного влияния состава шихтовых материалов на трещинообразование в отливках из углеродистой и низколегированной сталей // VII междунар. науч.-техн. симпозиум «Наследственность в литейных процессах», 14-16 октября 2008 г.: [посвящ. 30-летию каф. «Технология литейных проц.» СамГТУ: труды] / отв. ред. проф. В.И. Никитин. – Самара: СамГТУ, 2008. – С.145-149.
5. Аникеев В.В., Зонненберг Н.Н., Кулагин В.В. Исследование влияния состава шихты на качество стального литья // VII междунар. науч.-техн. симпозиум «Наследственность в литейных процессах», 14-16 октября 2008 г.: [посвящ. 30-летию каф. «Технология литейных проц.» СамГТУ: труды] / отв. ред. проф. В.И. Никитин. – Самара: СамГТУ, 2008. – С.149-152.

6. Аникеев В.В., Зонненберг Н.Н. Взаимосвязь наследственности и качества стальных отливок // Литейное производство. – 2010. – №6. – С.2-5.
7. Аникеев В.В., Зонненберг Н.Н., Никитин В.И. Взаимосвязь состава и качества шихты со свойствами и расходом энергоносителей при плавке стали // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2012. – №3. – С.20-25.
8. Аникеев В.В., Зонненберг Н.Н., Никитин В.И. Наследственное влияние состава шихтовых материалов на качество стальных отливок // Междун. науч. конф. «Современная наука: актуальные проблемы и пути их решения». – Липецк: ООО «Максимал информационные технологии», 2015. – С.14-19.
9. Аникеев В.В., Никитин В.И., Агамирян М.А. Влияние состава шихтовых материалов на качество отливок износостойкого и жаропрочного чугунов // Всерос. науч.-техн. интернет-конференция «Высокие технологии в машиностроении». – Самара: Самар. гос. техн. ун-т, 2014. – С.97-99.

УДК 669.162.261.3

**С.К. Сибгатуллин, А.С. Харченко, Е.О. Харченко,
М.И. Сибгатуллина, С.Р. Миникаев**

Магнитогорский государственный технический университет
им. Г.И. Носова

В.А. Бегинюк

Магнитогорский металлургический комбинат

ДЕЙСТВИЕ РАСХОДА ПРИРОДНОГО ГАЗА НА КОЭФФИЦИЕНТ СОПРОТИВЛЕНИЯ ШИХТЫ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ УСЛОВИЙ ХОДА ДОМЕННОЙ ПЛАВКИ

Вдувание природного газа в горн доменной печи позволяет сократить удельное потребление кокса в доменную плавку. Коэффициент замены им твердого топлива меняется в интервале от 0,6 до 0,8 кг/м³ в зависимости от расхода природного газа. Так как цена его ниже, чем у кокса в 2,5 раза, то увеличение расхода газа на

тонну чугуна существенно повысит экономичность доменной плавки. Однако это мероприятие может приводить и к ухудшению хода доменного процесса. Поэтому необходимо создавать условия, которые обеспечат его эффективное использование [1-5]. Для этого выявляют оптимальное соотношение расхода природного газа и кислорода [2-7], перераспределяют газ [8] или кислород [9] между печами цеха или увеличивают его расход в период выпуска жидких продуктов плавки и снижают в межвыпусковой период [10], подбирают рациональное соотношение расходов природного газа и дутья по фурмам [11, 12].

С помощью нейронных сетей исследовали влияние расхода природного газа на коэффициент сопротивления шихты в нижней части печи в зависимости от условий хода доменной плавки.

Для построения нейронной сети выбрали следующие параметры:

- содержание в дутье кислорода;
- расход природного газа;
- расход пара на увлажнение;
- температура горячего дутья;
- содержание в шихте FeO, MgO, Al₂O₃;
- основность шихты;
- содержание в агломерате фракции 0-5 мм;
- истираемость (M10), прочность на удар (M25), реакционная способность (CRI), горячая прочность (CSR) кокса;
- интенсивность по сырью.

Выходным параметром служил коэффициент сопротивления шихты в нижней части печи, вычисленный по преобразованной формуле Стефановича М.А.

$$\lambda_{\text{шн}} = \frac{(2 \times P_{\text{д}} - \Delta P_{\text{н}}) \times \Delta P_{\text{н}}}{V_{\text{д}}^m},$$

где $P_{\text{д}}$ – давление горячего дутья, кПа;

$\Delta P_{\text{н}}$ – нижний перепад давления газов, кПа;

$V_{\text{д}}$ – расход холодного дутья, м³/мин на 1 м³ полезного объема печи.

В результате исследований выбрали сеть с минимальными значениями ошибок (рис. 1).

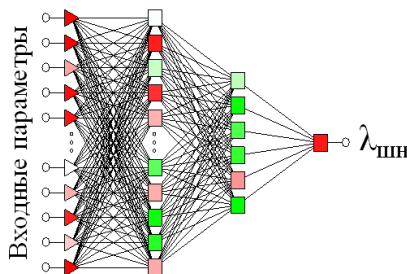


Рис. 1. Структура нейронной сети для определения коэффициента сопротивления в нижней части печи

Представленная нейронная сеть построена на основе многослойного персептрона. Она состоит из четырех слоев: входной образованной 14 нейронами, первый скрытый – 13, второй скрытый – 6 и выходной – 1 нейроном.

Обучение нейронной сети проводили на основе базы данных, в которую вошли суточные сведения обо всех параметрах. Для обучения модели приняли алгоритм обратного распределения. На сеть подавали входные сигналы, которые, распространяясь по ней обрабатываются по определенным правилам и выдают некоторый выходной параметр. Затем он сравнивается с фактическим значением и вычисляется их разница, которая передается обратно от выходного к входному слою. Происходит обновление весов. Путем повторяющегося обучения на множестве фактических данных происходит последовательное приближение к оптимальным значениям весов. Конечная цель состоит в нахождении минимума функции ошибки [13].

Тестировали модель на адекватность, используя данные, не входящие в обучающую выборку, а значит, неизвестные сети. Критерием адекватности служит «Отношение стандартов», которое представляет частное от деления стандартного отклонения ошибки и стандартного отклонения данных (табл. 1). Чем ниже это отношение, тем выше оценивается работа сети [13]. Средняя относительная ошибка прогноза составила 0,28, максимальная из всей выборки – 2,82 %.

Таблица 1

Результаты сравнения фактических и прогнозируемых данных

Наименование показателей	Значения	
Относительная ошибка прогноза:	средняя	0,28
	максимальная	2,82
Отношение стандартов	0,1	
Корреляция	0,99	

Значимость факторов, входящих в модель, оценили по величине коэффициента отношения [14] (табл. 2).

В столбце «ранг» проведено ранжирование факторов. Согласно табл. 2 расход природного газа оказывает достаточно существенное действие на $\lambda_{\text{от}}$. Коэффициент влияния равен 1,78.

Таблица 2

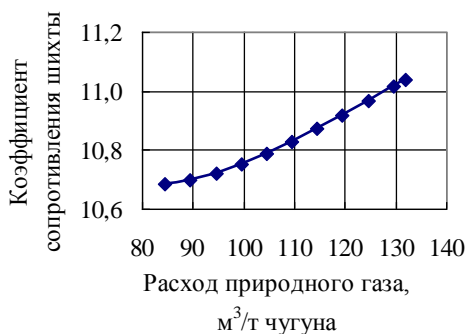
Результаты исследования

Наименование показателей	Значение			Ранг	Коэффициент	
	min	max	Среднее значение			
Содержание в дутье кислорода, %	24,3	29	27	1	1,78	
Расход природного газа, м ³ /т чугуна	84,5	131,9	120,5	5	1,20	
Расход пара на увлажнение, г/м ³	0	12,2	6,1	10	1,08	
Температура горячего дутья, °С	1103	1187	1171	2	1,44	
Содержание в шихте, %						
	FeO	7,4	10,62	9,11	13	1,01
	MgO	1,52	1,72	1,63	8	1,13
Al ₂ O ₃	1,97	2,29	2,19	3	1,36	
Основность, %;	0,93	1,09	1,02	12	1,04	
Характеристики кокса, %:						
	M10	8,33	9,63	9,07	6	1,17
	M25	84,9	87	86	14	-
	CRI	30,5	31,9	31,4	4	1,34
CSR	55,5	57,4	56,4	7	1,16	
Содержание мелочи в агломерате, %	6,8	16,65	10,38	11	1,06	
Интенсивность по сырью, т/(м ³ сут)	2,95	4,43	3,96	9	1,10	

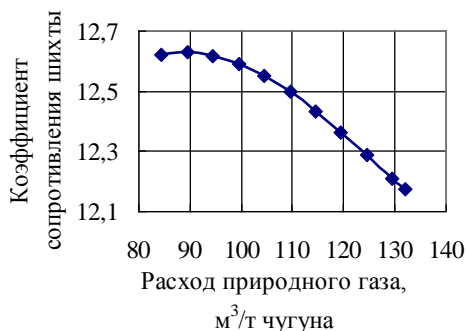
В зависимости от условий хода доменной плавки имелось прямое и обратное влияние расхода природного газа на коэффициент сопротивления шихты в нижней части доменной (рис. 2).

Согласно рис. 2 при низком содержании кислорода (менее 25 %) увеличение расхода природного газа действовало в направлении увеличения коэффициента сопротивления шихты в нижней части печи. При содержании кислорода в дутье более 25 % действие расхода природного газа имело обратный характер и сопровождалось улучшением газопроницаемости в нижней части печи.

Интервалы, полученные на печи в период ее работы с коксовым орешком, в пределах которых производилось обучение сети и анализ ее чувствительности к различным переменным, представлены в табл. 2.



а



б

Рис. 2. Зависимость коэффициента сопротивления шихты в нижней части печи от расхода природного газа при содержании кислорода в дутье 24,3 и 29 %

Прямое и обратное влияние расхода природного газа на $\lambda_{\phi i}$ от концентрации кислорода в дутье могло быть обусловлено действием этих параметров на восстановление, плавление и шлакообразование. Концентрация кислорода в дутье менее 25 % и расход природного газа менее 90 м³/т чугуна обеспечивают нормальное распределение процессов по высоте печи. Повышение расхода природного газа способствует увеличению протяженности зон плавления и шлакообразования, что приводит к увеличению коэффициента сопротивления шихты движению газов в нижней части печи. Содержание кислорода более 25 % при низком расходе природного газа приводит к сужению зоны плавления и шлакообразования, что способствует наложению на них процессов восстановления. Это может сопровождаться вспениванием шлака и вследствие чего ухудшением газопроницаемости материалов в нижней части печи. Повышение расхода природного газа обеспечивает увеличение протяженности зоны вязкопластичного состояния до нормальной высоты, что действует в направлении снижения коэффициента сопротивления шихты.

Заключение

Влияние расхода природного газа на коэффициент сопротивления шихты в нижней части доменной печи имело прямое и обратное влияние в зависимости от содержания кислорода в дутье. Для эффективного увеличения расхода природного газа требовалось повысить концентрацию кислорода в дутье.

Список литературы

1. Прочностные характеристики коксового орешка различного происхождения / Сибгатуллин С.К., Харченко А.С., Теплых Е.О., Степанов Е.Н., Мезин Д.А., Фетисов В.Б. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. – 2012. – № 1. – С. 19-21.
2. Сибгатуллин С.К., Харченко А.С. Выявление рациональной последовательности набора компонентов сырья в бункер БЗУ лоткового типа физическим моделированием // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. – 2015. – № 3 (51). – С. 28-34.
3. Интенсификация работы доменных печей путем оптимального соотношения расходов природного газа и кислорода / Гостенин В.А., Пишнограев С.Н., Штафиенко Н.С. и др. // Бюл. ин-та Черная металлургия. – 2011. – № 6. – С.16-22.

4. Гостенин В.А., Пишнограев С.Н., Чевычелов А.В. Интенсификация работы доменных печей подбором оптимального соотношения расходов природного газа и кислорода // *Сталь*. – 2012. – № 2. – С. 7-11.
5. Лялюк В.П., Товаровский И.Г. Выбор режимов доменной плавки на комбинированном дутье с оценкой параметров фурменных зон // *Черные металлы*. – 2003. – № 11. – С. 13-16.
6. Анализ процессов доменной плавки при обогащении дутья кислородом / И.Г. Товаровский, В.П. Лялюк, А.Е. Меркулов и др. // *Бюл. ин-та Черная металлургия*. – 2011. – № 5. – С. 20-33.
7. Mansheng Chu, Zhenggen Liu / Mathematical modeling and exergy analysis of blast furnace operation with natural gas // *Steel Research International*. – 2013. – № 84 (4). – P. 333-343.
8. Оптимизация распределения природного газа в доменном цехе при изменении параметров плавки / Н.А. Спиринов, Л.Ю. Гилёва, В.В. Лавров и др. // *Изв. вузов. Черная металлургия*. – 2014. – № 6. – С. 45-49.
9. Спиринов Н.А., Федулов Ю.В., Овчинников Ю.Н. / Распределение технологического кислорода между печами доменного цеха // *Изв. вузов. Черная металлургия*. – 1993. – № 11-12. – С. 68-72.
10. Нестационарные процессы и повышение эффективности доменной плавки: монография / Ю.Н. Овчинников, В.И. Мойкин, Н.А. Спиринов, Б.А. Боковиков. – Челябинск, 1989. – 120 с.
11. Стабилизация соотношения расходов природного газа и дутья по фурмам доменной печи / С.К. Сибгатуллин, А.С. Харченко, А.А. Полинов и др. // *Теория и технология металлургического производства*. – 2014. – № 1 (14). – С. 26-26.
12. Андронов В.Н., Белов Ю.А. / Оценка эффективности распределения дутья и природного газа по фурмам // *Сталь*. – 2002. – № 9. – С. 15-17.
13. Хайкин С. Нейронные сети. Полный курс. – М.: Вильямс, 2006. – 1104 с.
14. Сибгатуллин С.К., Харченко А.С. Использование коксового орешка на доменных печах. – Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2014. – 162 с.

УДК 621.746.047:669.054.2

А.В. Нефедов

Новотроицкий филиал НИТУ «МИСиС»

В.В. Точилкин

Магнитогорский государственный технический университет

им. Г.И. Носова

СОВРЕМЕННЫЕ СПОСОБЫ СОВЕРШЕНСТВОВАНИЯ ОБОРУДОВАНИЯ МНЛЗ

В СССР непрерывная разливка стали, как метод полученных литых слябов, начала широко применяться около 45 лет назад. За это время машины непрерывного литья заготовок (МНЛЗ) постоянно совершенствовались, и новый технологический процесс превратился в одно из важнейших звеньев металлургического производства, так как при этом отпадает необходимость в хозяйстве, связанном с подготовкой составов под разливку, в стрипперовании слитков, в применении блюмингов и слябингов.

Так, и АО «Уральская Сталь» может служить ярким примером тенденции перехода от разливки в изложницы к использованию МНЛЗ. Это подтверждают решения менеджмента АО по прекращению функционирования всего блюмингова и слябингова производства на предприятии, уже воплощенные в жизнь [1].

Сейчас в электросталеплавильном цехе АО «Уральская Сталь» демонтирован разливочный пролет (где происходила разливка в изложницы), но имеется пролет МНЛЗ, где размещаются две МНЛЗ (блюмовая и слябовая), а также основное оборудование по ремонту промежуточных ковшей, установки для сушки промковшей и стопоров, растворные узлы, установки по выдавливанию «козлов», поворотные стенды для ломки футеровки и машина наливной футеровки промковшей (ПК). Пролет оборудован передаточной тележкой для транспортировки порожних сталеразливочных ковшей из пролета МНЛЗ в разливочный, а также других грузов. Здесь размещаются встроенные технологические помещения МНЛЗ.

Разливку стали производят на слябовой МНЛЗ с сечением заготовок 190(270)×1200 мм и на блюмовой четырехручьевой МНЛЗ радиального типа с сечением заготовок 330×450 мм и

круглых заготовок диаметрами 470, 540 и 600 мм. Радиус разливки составляет 10,5 м, а оптимальное расположение роликов обеспечивает незначительные показатели деформации.

Несмотря на стремительное развитие техники и технологии непрерывного литья, существуют огромные резервы для повышения эффективности непрерывной разливки, одним из них является оптимизация конструкции промежуточного ковша (ПК) с целью исключения присутствия неметаллических включений в заготовках.

Непомерная дороговизна экспериментальных исследований в этой области (из-за риска получения целой бракованной партии) не позволила до сих пор найти оптимальные варианты решения данной проблемы.

Исследования процесса современными учеными проходят с использованием различных методов. Применение способов эмпирического определения неизвестных величин применительно к рассматриваемому процессу прохождения жидкого металла: экспериментальный и метод математического расчета моделей [2]. Экспериментальный метод позволяет получить близкие к реальности результаты. Однако это требует применения сложного оборудования, при этом возникают вопросы, связанные с измерением необходимых величин.

Часто исследования проводятся на физических моделях [2]. При этом возникают проблемы, связанные с масштабами модели и проводимыми измерениями. Учитывая недостатки физического моделирования при исследовании процессов перемещения жидкого металла, акцент делается на численный расчет математических моделей [2, 3]. Он не требует значительных материальных затрат.

В настоящее время сложилась тенденция к более детальному рассмотрению явлений, возникающих при движении потоков стали. Анализ этих явлений необходим при расчете и конструировании гильз кристаллизаторов и сопутствующих устройств подсистемы промежуточный ковш – погружной стакан.

Применяемым приближенным методом решения прикладных задач механики является метод конечных элементов (МКЭ) [5].

Существующие модели течения жидкости хорошо разработаны и достаточно полно представлены в работах [2, 3, 5] и других.

При исследовании процессов разливки стали и решении задач математического моделирования движения потоков стали используются системы дифференциальных уравнений Навье-Стокса и теплового баланса.

$$\rho C_p = \frac{\partial T}{\partial t} + (\vec{u} \cdot \nabla T) = (\nabla k_{ef} \cdot \nabla T), \quad (1)$$

где C_p – удельная теплоемкость жидкой стали;

T – температура жидкой стали в ПК, К;

$k_{ef} = k + k_t$ – эффективная удельная теплопроводность, равная сумме молекулярной теплопроводности k и турбулентной компоненте теплопроводности k_t .

Средствами пакета твердотельного моделирования построится модель внутреннего объема металла ПК и погружного стакана. Каждая модель ПК, состыкованного с погружным стаканом, делится на конечные элементы. Количество элементов при моделировании ПК АО «Уральская Сталь» варьируется от 15000 до 30000 в зависимости от сложности конструкции рассчитываемого промежуточного ковша. При этом уровень металла в промежуточном ковше считается равным 0,7 м [4].

Моделирование проводится с рядом допущений [3,5]:

- считаем, что моделируемый процесс протекает в объеме, ограниченным контуром области моделирования;
- объем, в котором происходит исследование, изначально заполнен металлом;
- жидкий металл является вязким и несжимаемым;
- моделируем процесс разлива стали открытой струей;
- в качестве уравнения, описывающего движение жидкости в области моделирования, принимаем уравнение Навье-Стокса для нестационарных потоков жидкости.

Для проведения математического моделирования необходимо задать условия течения жидкости в объеме. В качестве таких условий приняты следующие:

- скорость истечения жидкости из сталеразливочного ковша в промежуточный ковш постоянна и задана;
- расход жидкости из промежуточного ковша в кристаллизаторы равен расходу жидкости из сталеразливочного ковша в промежуточный ковш.

Результаты, полученные математическим моделированием, уже применяются при расчете и конструировании конструкций МНЛЗ, и данная методика планируется к использованию в дальнейшем.

Список литературы

1. Леонов Н.А., Нефедов А.В. Реконструкция привода тележки промежуточного ковша МНЛЗ №1 ОАО «Уральская Сталь» // Наука и производство Урала. – 2015. – № 11. – С. 128-129.
2. Вдовин К.Н., Точилкин В.В., Ячиков И.М. Непрерывная разливка стали: монография. – Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2012. - 540 с.
3. Вдовин К.Н., Семенов М.В., Точилкин В.В. Рафинирование стали в промежуточном ковше МНЛЗ: монография. Магнитогорск: ГОУ ВПО «МГТУ», 2006. – 118 с.
4. Нефедов А.В., Точилкин В.В. Развитие методологии расчета и создание элементов металлургического агрегата – промежуточного ковша МНЛЗ // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Металлургия. – 2014. – Т. 14. – № 4. – С. 27-31.
5. Improving the Designs of Elements of Refractory Materials for the Tundish of Continuous Section Casters / Marochkin O.A., Vdovin K.N., Yachikov I.M., Tochilkin V.V. // Refractories and Industrial Ceramics. – 2016, volume 57, issue 1, pp.1–3.

УДК 669.162.1

Е.В. Овчинникова, В.Б. Горбунов

НИТУ «МИСиС», г. Москва

А.Н. Шаповалов

Новотроицкий филиал НИТУ «МИСиС»

М.В. Потапова

Магнитогорский государственный технический университет

им. Г.И. Носова

ПРИМЕНЕНИЕ ТЕРМИЧЕСКОГО АНАЛИЗА ДЛЯ ОЦЕНКИ ПОВЕДЕНИЯ КОМПОНЕНТОВ АГЛОШИХТЫ

Анализ качества агломерата, производимого в АО «Уральская Сталь» позволил выявить неоднозначное влияние MgO на его прочностные характеристики: прочность на удар носит экстремальный характер с минимумом в интервале содержания магнезии 2,0 – 2,2 %, в то время как содержание мелочи в агломерате увеличивается с ростом магнезии (рис. 1).

С целью выяснения причин такого влияния MgO был проведен термический анализ основных железорудных компонентов агломерационной шихты – концентрата Михайловского ГОК и сидеритовой аглоруды бакальского рудоуправления в двух средах – нейтральной (с использованием аргона) и окислительной (в атмосфере воздуха) при скорости нагрева 20 °С/мин [1].

Поведение Михайловского концентрата в процессе нагрева не представляет большого интереса, поскольку его рудным минералом является магнетит, который при нагреве в атмосфере воздуха полностью окисляется [2], что было подтверждено полученными термограммами (рис. 2). Результаты термического анализа бакальского сидерита приведены на рис. 3.

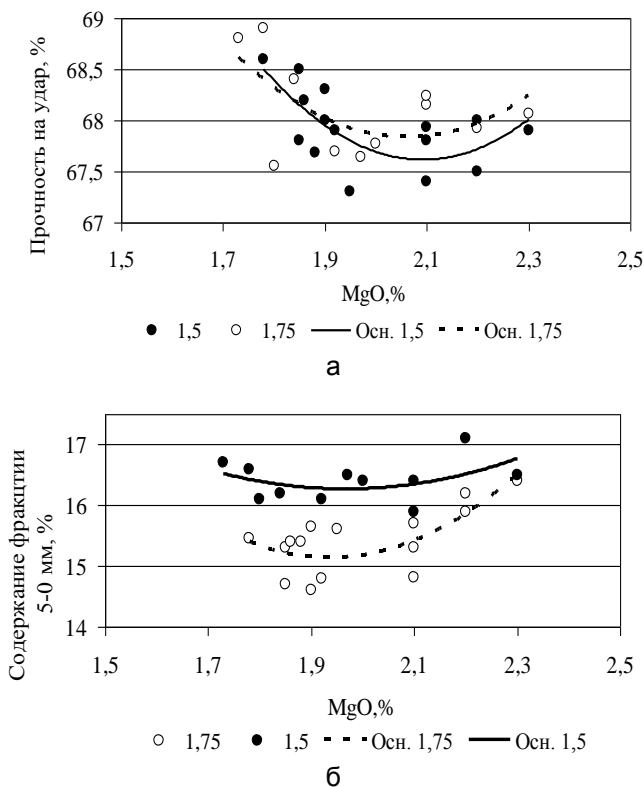


Рис. 1. Влияние содержания MgO на прочность агломерата на удар (а) и содержание в нем мелочи (б)

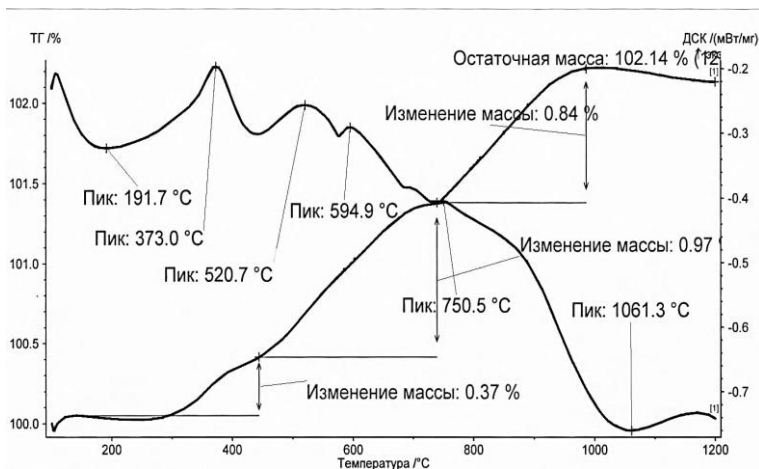


Рис. 2. Поведение концентрата Михайловского месторождения при его нагреве в атмосфере воздуха

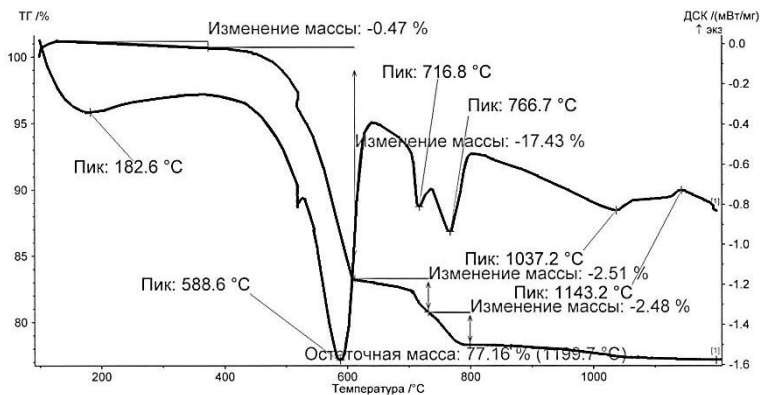
Самые первые эндотермические эффекты (пики 183 °C и 189 °C для обоих случаев), сопровождающиеся незначительной потерей массы образца, обусловлены испарением гигроскопической влаги материала.

После удаления гигроскопической влаги (до 200 °C) начинаются процессы диссоциации сидероплезита с образованием магнезиовюстита $(Mg,Fe)O$, магномагнетита $(Mg,Mn,Fe)Fe_2O_4$ и в конечном итоге магнезиоферрита $MgFe_2O_4$, которые протекают в следующих температурных интервалах: 400–650 °C – в нейтральной среде; 287–670 °C – в окислительной атмосфере.

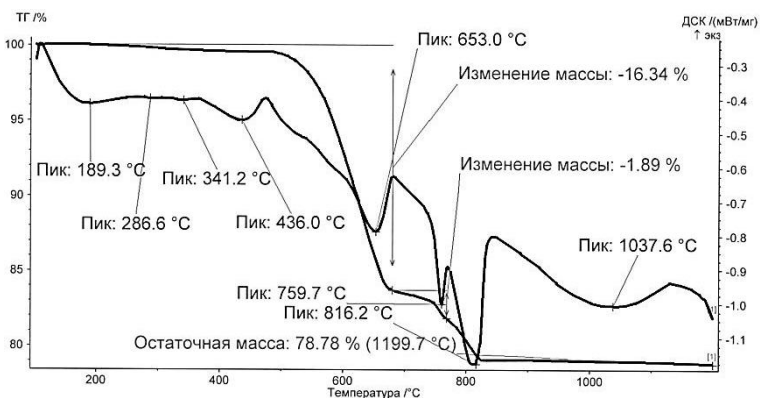
В области температур 650 – 850 °C во взаимодействие с образовавшимися оксидами вступает кварц, в результате чего образуются силикаты оливинового состава. Одновременно протекает диссоциация $CaCO_3$, входящего в состав сидерита [3–5]. При температурах выше 850 °C начинается плавление образовавшихся фаз [6].

Таким образом, при нагреве бакальского сидерита во всем температурном интервале, соответствующем начальной стадии спекания, происходят превращения, требующие значительных затрат тепла и, таким образом, замедляющие развитие твердофазных реакций взаимодействия компонентов аглошихты, что в конечном итоге сказывается на результатах аглопроцесса и качестве агломерата.

Данное предположение подтверждается проанализированными результатами работы агломерационного цеха АО «Уральская Сталь» с разным расходом бакальского сидерита (см. таблицу): увеличение расхода с 110 до 140 кг/т при постоянном содержании углерода в шихте ведет к падению прочности агломерата на удар (на 1–2 %), а содержание мелочи увеличивается на 1,0–1,5 % (абс.).



а



б

Рис. 3. Поведение бакальского сидерита при нагреве в нейтральной (а) и окислительной (б) средах

Усредненные показатели работы агломерационного цеха АО «Уральская Сталь» с различным расходом бакальского сидерита за 2009 – 2014 гг.

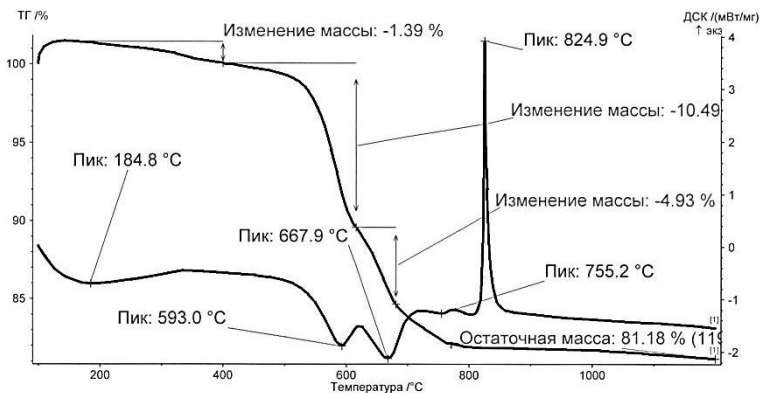
Содержание MgO, %	1,8-1,9		2,1-2,2	
Расход Бакальской аглоруды, кг/т	109-118		135-144	
Основность по CaO/SiO ₂ , ед.	1,5-1,6			
Содержание углерода в шихте, %	3,60	4,10	4,00	4,40
Содержание FeO в агломерате, %	11,12	11,46	10,95	11,49
Выход годного из спека, %	75,5	74,9	74,3	75
Прочность на удар, %	67,70	68,00	67,00	69,40
Содержание фракции 5-0 мм, %	15,8	15,1	16,4	15,9

Известные способы компенсации эндотермических эффектов связаны либо с повышенным расходом топлива, либо с использованием дополнительного оборудования. Поэтому актуальным является разработка комплексного магнезиального флюса, один из компонентов которого способен стать дополнительным источником тепла. Для условий АО «Уральская Сталь» в качестве такого компонента может быть использован серпентинитомагнезит Халиловского месторождения. Для оценки поведения данного материала при нагреве также был проведен термический анализ (рис. 4).

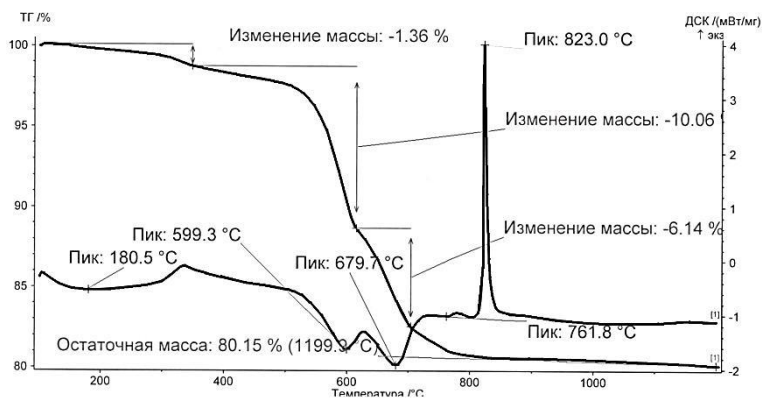
Основным рудным минералом серпентинитомагнезита является серпентин ($Mg_3Si_2O_5(OH)_4$), также присутствуют карбонаты в виде доломита и магнезита.

После испарения гигроскопической влаги материала (до 200 °С), на следующей стадии нагрева (550 – 760 °С), протекает несколько энергозатратных процессов: диссоциация карбонатов магния и кальция, выделение из структуры серпентина группы [OH] и разрушение его кристаллической решетки.

Дальнейший нагрев серпентинитомагнезита до температур 810 – 830 °С сопровождается образованием форстерита (Mg_2SiO_4), который носит кратковременный, «взрывной» характер, с выделением значительного количества тепла [7, 8].



а



б

Рис. 4. Поведение халиловского серпентинитомагнезита при нагреве в нейтральной (а) и окислительной (б) средах

Таким образом, нагрев серпентинитомагнезита от температуры выше 800°C сопровождается как выделением тепла, так и образованием силикатов магния, способных в условиях аглопроцесса реагировать с двухкальциевым силикатом и образовывать соединения, не разрушающие спек [9].

Однако использование серпентинитомагнезита в агломерационном производстве ограничено повышенным содержанием кремнезема (37 – 40 %). Поэтому данный материал целесообразно

применять в комбинации с бакальским сидеритом, поскольку в такой смеси он может частично компенсировать затраты тепла на превращения сидерита в интервале нагрева от 800 до 850 °С.

Список литературы

1. Шаталова Т.Б., Шляхтин О.А., Веряева Е.С. Методы термического анализа: методическая разработка. – М.: МГУ им. Ломоносова, 2011. – 72 с.
2. Минералы (справочник). Т. II, вып. 2: Простые окислы / под ред. Ф.В. Чухрова, Э.М. Бонштедт-Куплетской. – М.: Наука, 1965. – 344 с.
3. Ключковский С.П., Смирнов А.Н., Савченко И.А. Разработка физико-химических основ комплексного использования высокомагнезиальных сидеритов // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г. И. Носова 2015. – №1. – С.26-31.
4. Юрьев Б.П., Костоусова Т.И. Исследование свойств сидеритовой руды и продуктов ее обжига в процессе термообработки // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1999. – №3. – С. 17-23.
5. Термический анализ минералов и горных пород / В.П. Иванова, Б.К. Касатонов, Т.Н. Красавина, Е.Л. Розина. – Л.: Недра, 1974. – 399 с.
6. Исследование особенностей обжига мелких фракций сидерита во вращающейся печи / В.И. Матюхин, С.Г. Меламуд, В.В. Шацилло, О.В. Матюхин, А.В. Матюхина // Изв. вуз. Черная металлургия. – 2015. – Т. 58. – №9. – С. 652-657.
7. Минералы (справочник). Т. IV, вып. 1: Силикаты со структурой, переходной от цепочечной к слоистой, слоистые силикаты (каолиновые минералы, серпентины, пирофиллит, тальк, слюды) / под ред. Ф.В. Чухрова. – М.: Наука, 1992. – 599 с.
8. Гурьева В.А. Влияние алюмомагнезиального сырья на свойства керамики // Вестник ОГУ. – 2011. – № 4 (123). – С.165-169.
9. Малышева Т.Я., Павлов Р.М. Влияние минералогического состава связок на прочностные свойства агломератов различной основности // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия, 2012. №11. С. 6-10.
10. Шаповалов А.Н., Заводяный А.В., Братковский Е.В. Применение серпентинитомагнезитов Халиловского месторождения в агломерационном производстве // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2011. – № 3. – С. 25-29.

УДК 621.74.047:669.3

Р.К. Мысик, С.В. Брусницын, А.В. Сулицин

Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург

М.О. Ивкин

Ревдинский завод по обработке цветных металлов

ИЗУЧЕНИЕ КИНЕТИКИ РАСТВОРЕНИЯ ХРОМА В РАСПЛАВЕ МЕДИ

В промышленности широко применяется ряд низколегированных медных сплавов, в состав которых входят легкоиспаряющиеся и легкоокисляющиеся элементы, например кадмий, хром, цирконий, алюминий, бериллий и др.

Хромовые бронзы относятся к числу наиболее распространенных низколегированных медных сплавов. В металлургии хромовые бронзы находят применение для изготовления кристаллизаторов установок непрерывной разливки сплавов, барабанов-кристаллизаторов при производстве аморфной ленты из стали и кобальтовых сплавов. В электротехнике двойная хромовая бронза используется при изготовлении коллекторных пластин для высоконагруженных двигателей и контактных колес, проводников электрического тока и т.д. В машиностроении эти бронзы используются для изготовления шестерен, тормозных колодок автомобилей и самолетов, элементов мощных двигателей внутреннего сгорания. Весьма перспективно применение хромовых бронз в качестве материала кокилей при литье легких сплавов, прессформ и штампов в производстве пластмасс, керамики и др. [1].

Высокие требования к изделиям из этих сплавов предъявляются по твердости, электро- и теплопроводности, которые, в свою очередь, определяются химическим составом и равномерностью распределения упрочняющих фаз. Хромовые бронзы, как и все низколегированные сплавы, имеют ряд особенностей. Во-первых, корреляция между их физическими, механическими и эксплуатационными свойствами определяется свойствами основы сплавов, т. е. меди. Во-вторых, хромовые бронзы являются дисперсионно-твердеющими сплавами и имеют оптимальные сочетания физических, механических и эксплуатационных свойств после

термической и термомеханической обработки. При этом термическая обработка включает закалку, которая фиксирует пересыщенный α -твердый раствор, и старение, в результате которого происходит его распад с выделением дисперсных частиц фазупрочнителей. Следует отметить, что сравнительно высокие пластические свойства хромовых бронз в широком температурном интервале обеспечивают хорошую технологичность их на всех стадиях горячей и холодной обработки давлением.

Как показал многолетний опыт работы с этими сплавами, для их плавки можно использовать почти все типы плавильных печей - дуговые, индукционные тигельные и канальные, пламенные шахтные и отражательные. Для защиты расплава от окисления применяют древесный уголь, сажу, различные флюсы, газы, вакуум [2, 3]. При этом одним из важнейших вопросов технологии остается способ легирования сплава хромом.

Легирование меди хромом можно осуществлять двумя способами: лигатурой медь-хром и металлическим хромом [4]. Выплавку лигатуры медь-хром рекомендует вести в вакуумных печах во избежание насыщения ее кислородом и уменьшения потерь хрома. Однако при выплавке лигатуры расплав необходимо перегреть до температуры 1600 °С и выдерживать его в печи длительное время до полного растворения хрома. Это приводит к взаимодействию хрома с графитом тигля и графитошамотной прирубной надставкой, вымыванию из тигля частиц графита и увлечению их в расплав. В результате в полуфабрикатах из сплавов Cu-Cr визуально наблюдаются включения темного цвета. Установлено [2], что макровключения представляют собой графит с примесями Fe, S, Si, Al, O.

Поскольку содержание хрома в лигатуре невелико (не превышает, как правило, 6–7 %), то доля лигатуры в составе шихты значительна и иногда достигает 22–25 %. Более того, неоднородность лигатуры по составу затрудняет шихтовку сплава. Получение однородных меднохромовых лигатур с более высоким содержанием хрома оказывается затруднительным ввиду наличия в системе Cu-Cr расслоения в жидком состоянии. Трудности шихтовки при использовании лигатуры связаны с неизбежными поплавочными колебаниями состава лигатуры, возможными ошибками при химическом анализе, ликвацией легирующего компонента по высоте и поперечному сечению слитка. Степень ликвации хрома достигает 150–220 %. Даже при резке на куски лигатуру сложно усреднить.

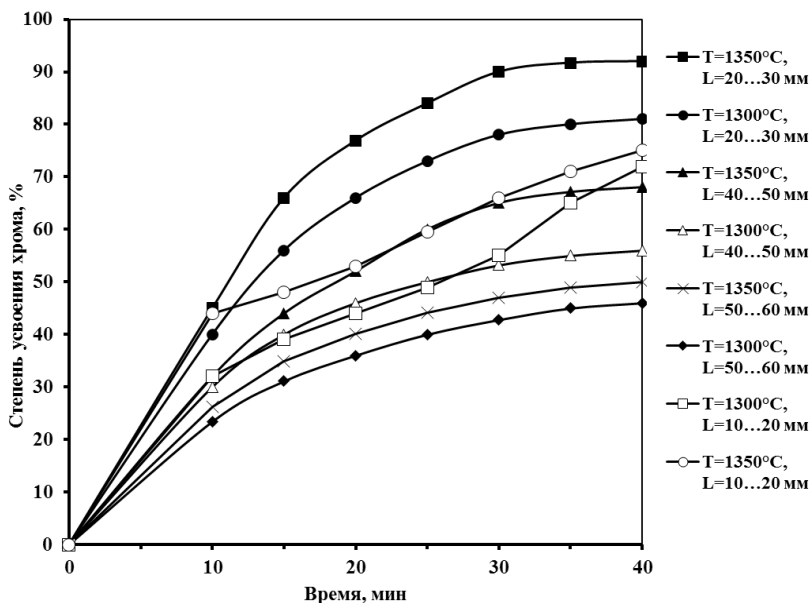
Преимущества легирования чистыми металлами заключаются в следующем. Во-первых, ввиду многократного уменьшения массы вводимой навески чистых металлов их удобнее присаживать в металл. Во-вторых, в результате исключения стадии выплавки и подготовки лигатуры заметно уменьшаются сквозные потери легирующих элементов и резко упрощается технологическая схема производства.

С целью изучения особенностей легирования меди металлическим хромом были проведены эксперименты, целью которых было установление зависимости степени усвоения хрома от температуры расплава, времени и размера кусков металлического хрома.

Выплавка сплава осуществлялась в индукционной тигельной печи. Шихта состояла из катодной меди марки М1к и металлического хрома марки Х98,5, раздробленного на куски различных фракций. Расплав раскисляли магнием. Хром шихтовали на 1–1,2 мас. %.

В печь загружали и расплавляли катодную медь. В качестве защитного покрова расплава использовали октаборат натрия с небольшой добавкой криолита. После расплавления меди при температуре расплава 1260–1280 °С с целью раскисления вводили магний из расчета 0,02 % от массы навески шихты и расплав перемешивали графитовой мешалкой. Сразу после раскисления расплава присаживали металлический хром, помещенный в тонкостенную медную трубу. В экспериментах использовали куски хрома следующих размеров: 10–20, 20–30, 40–50, 50–60 мм. Хром вводили в расплав меди при температуре 1300 и 1350 °С. Первые пробы из расплава отбирались через 10 мин после ввода хрома и затем через каждые 5 мин. Химический анализ сплава осуществляли на приборе SPECTROLAB S. На основе полученных данных о химическом составе сплава определялась степень усвоения хрома с учетом расчетного количества введенного хрома (см. рисунок).

Установлено, что при размере кусков хрома 20–30 мм в течение 30–40 мин. усваивается 80–90 % хрома. Причем повышение температуры расплава приводит к увеличению степени усвоения хрома. При уменьшении размера кусков до 10–20 мм степень усвоения хрома снижается до 72–75 %. Это, вероятно, могло произойти по нескольким причинам: недостаточная раскисленность расплава, всплывание мелких кусков хрома к поверхности расплава в печи и их окисление через защитный покров, а также возможное наличие воздуха в трубе с кусками хрома.



Степень усвоения хрома в меди в зависимости от температуры расплава (T) и размера кусков хрома (L)

Для обработки результатов, полученных в ходе эксперимента, использовалась методика полного факторного эксперимента. Факторами в эксперименте были выбраны температура, время и размер кусков хрома. Результирующей функцией (отклик) являлась степень усвоения хрома. В итоге получили уравнение регрессии:

$$y = 19961,548 - 30,368T + 4,23t + 1,613L + 0,01153T^2 - 0,0673t^2 - 0,031L^2.$$

Анализ полученной зависимости показал, что при любом размере кусков хрома в диапазоне 10–60 мм увеличение времени выдержки расплава более 35 мин не приводит к увеличению степени усвоения хрома. Значительная часть хрома усваивается, остальная часть окисляется и переходит в виде окисла в шлак. Максимальная степень усвоения хрома 90% наблюдается при размере кусков хрома 25–30 мм и времени выдержки расплава 30–35 мин. С повышением температуры расплава с 1300 до 1350 °C степень усвоения хрома увеличивается. При любой тем-

пературе в исследуемом диапазоне при времени выдержки расплава 30–35 мин степень усвоения хрома составляет 80–90 %.

Таким образом, результаты проведенных экспериментов показали, что легирование меди металлическим хромом целесообразно с технологической точки зрения и позволяет достичь высокой степени его усвоения.

Список литературы

1. Перспективы применения хромовых и хромциркониевых бронз / Р.К. Мысик, Ю.Н. Логинов, С.В. Брусницын, И.Е. Фурман // Цветные металлы. – 2004. – №2. – С. 38–40.
2. Николаев А.К., Розенберг В.М. Сплавы для электродов контактной сварки. – М.: Металлургия, 1978. – 96 с.
3. Пат. 2182604 Российская Федерация. Флюс для плавки сплавов на медной основе, содержащих легкоокисляемые компоненты / Д.Ф. Ракипов, В.Ф. Мысик, И.А. Вайс, С.В. Брусницын, Ю.Ю. Юрьев, А.Н. Чирков; заявитель и патентообладатель ООО «НИИцветмет». – № 2001102897/02; заявл. 30.01.2001; опубл. 20.05.2002, Бюл. № 14.
4. Способы легирования хромовых и хромциркониевых бронз / Р.К. Мысик, Ю.Ю. Юрьев, И.А. Вайс, С.В. Брусницын // Процессы литья. – 2002. – №1. – С. 89-94.

Раздел 2

МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМООБРАБОТКА СПЛАВОВ И ОТЛИВОК

УДК 621.762

В.Г. Щербаков

Белорусский национальный технический университет, г. Минск

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ИНДУКЦИОННОЙ НАПЛАВКОЙ ДИФфуЗИОННО-ЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ ИЗ ОТХОДОВ ЧУГУННОЙ ДРОБИ ПОСЛЕ КРАТКОВРЕМЕННОЙ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ОБРАБОТКИ КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ИСТОЧНИКАМИ ЭНЕРГИИ

Введение. Все большее распространение в упрочняющих и восстановительных технологиях машиностроения получают диффузионно-легированные (ДЛ) сплавы. Авторы работ [1–10] обоснованно рекомендуют использование данных сплавов при восстановлении и упрочнении машин и механизмов, подвергающихся при работе интенсивному абразивному изнашиванию. Разработана целая концепция [1–7] обоснованного применения ДЛ сплавов из металлических отходов производства для замены дорогостоящих наплавочных материалов на железной и, в особенности, никелевой основах при формировании износостойких покрытий различными методами. ДЛ сплавы нашли свое применение во многих областях машиностроения как альтернативная замена дорогостоящих импортных материалов.

Стоит отметить определенную универсальность данной технологии, позволяющей оперативно наладить выпуск дешевых экономно-легированных сплавов из металлических дискретных металлоотходов производства в виде стружки, дроби, сечки и т.д. Однако особенности строения, структуры и физико-химических свойств ДЛ сплавов из металлических отходов производства ограничивают применение данных материалов при упрочнении и восстановлении деталей машин индукционной наплавкой токами вы-

сокой частоты (ТВЧ). В отличие от высокотемпературных способов формирования защитных покрытий (плазменное напыление, лазерная обработка и т.д.), когда наносимый на упрочняемую поверхность материал, в процессе нанесения, подвергается полному расплавлению и последующей кристаллизации, при индукционной наплавке ТВЧ реализуется совершенно другой процесс формирования износостойкого покрытия. Нагрев шихтового материала осуществляется через нагрев упрочняемой детали и превышение температуры по данным [11] выше 1250 °С приводит к структурным изменениям упрочняемой детали (перегрев) либо к неисправимому браку из-за активного окисления границ зерен стальной подложки (пережог). Можно снижать температуру плавления шихтового материала, используя дорогостоящие сплавы на никелевой основе, что является нецелесообразным, так как эксплуатационные свойства полученных покрытий часто являются завышенными и не оправдывают ресурсо- и энергозатраты на их формирование, а тем более на дальнейшую эксплуатацию. Либо проводя дополнительную обработку (воздействие) изменить структуру ДЛ сплавов на основе металлических отходов производства, что в свою очередь может привести к снижению температуры плавления данных сплавов.

Используя некоторые допущения порошковый ДЛ сплав можно представить в виде биметаллических гранул, состоящих из тугоплавкой боридной оболочки с температурой плавления согласно [12] 1389 °С для Fe₂B и 1540 °С для FeB, соответственно и чугунного (стального) ядра, температура плавления которого существенно ниже и зависит от исходного химического состава подвергаемого диффузионному легированию сплава.

На основании работ [13–17], выполненных автором ранее, одним из эффективных методов влияния на структурообразование в ДЛ сплавах из металлических отходов производства является предварительная кратковременная высокотемпературная обработка (КВТО) концентрированными источниками энергии. Согласно литературным данным [11] и исходя из проведенных ранее автором исследований [13–17] предварительная КВТО ДЛ сплавов приводит к образованию в каждой отдельной частице сплава, за счет эффекта контактного эвтектического плавления (КЭП) [11, 18–19], эвтектических структур, обладающих меньшей температурой плавления. Изменяя интенсивность воздействия концентрированного источника энергии и продолжительность обработки, можно регулировать количество образующихся взамен тугоплавких боридных фаз, эвтектических составляющих в сплаве.

Таким образом, **цель данной работы** заключалась в оценке влияния предварительной кратковременной высокотемпературной обработки концентрированными источниками энергии на расплавление наплавочного сплава из диффузионно-легированных металлических отходов чугунной дроби ИЧХ28Н2 при формировании износостойких покрытий индукционной наплавкой токами высокой частоты.

Материалы, оборудование и методики исследований. В качестве исходного материала для исследований были выбраны отходы чугунной дроби из высокохромистого чугуна ИЧХ28Н2 ГОСТ 7769-82, образующиеся в результате электроэрозионной обработки отливок. Размеры исходной дроби составляли 0,4–0,63 мм. Химический состав дроби: 1,8–3,0 % С, 25,0–30,0 % Cr, 1,0–3,0 % Ni, 1,0 % Mn, 1,0 % Si. Диффузионное легирование (борирование) осуществлялось во вращающемся герметизированном контейнере из нержавеющей стали на установке [20]. В качестве насыщающей среды использовался карбид бора с добавкой 1% активатора в виде AlF_3 . Температура диффузионного легирования составляла 950 °С, продолжительность процесса – 60 мин. Сепарацию обработанного материала от насыщающей смеси осуществляли с использованием набора сит с размером ячеек менее 0,4 мм либо с использованием компактного магнитного сепаратора. Кратковременную высокотемпературную обработку концентрированными источниками энергии проводили на установке [21]. Диффузионно-легированный сплав на основе чугунной дроби ИЧХ28Н2 дозированно подавался в рабочее пространство установки и после обработки размещался в сборном бункере. Индукционную наплавку проводили на исследовательской установке ФТИ-40/10-50 [22]. Диффузионно-легированный сплав без предварительной КВТО и после КВТО равномерно располагался на пластине из среднеуглеродистой стали размером (Ш×Д×В) 20×30×5 мм. Масса ДЛ сплава для наплавки на каждой пластине была одинакова. Распределение сплава по площади пластины равномерное. Пластины в зоне нагрева от индуктора располагались в одинаковых положениях без возможности дальнейшего перемещения. Шихта для наплавки состояла только из ДЛ сплава. Контроль температуры нагрева пластин осуществлялся с помощью выносного пирометра «Compact» CT Laser-2МН-CF4. Режим нагрева пластин программировался и осуществлялся следующим образом: нагрев до 1200 °С в течение 90 с, изотермическая выдержка при 1200 °С – 60 с и последующее медленное охлаждение на спокойном воздухе. Анализ микроструктуры и микротвердости осу-

ществлялся по стандартным методикам с использованием микроскопа Leica DM2500 P с цифровой камерой и микротвердомера ПМТ-3. Распределение Cr и Ni в диффузионно-легированной дроби ИЧХ28Н2 до и после КВТО оценивали микрорентгеноспектральным анализом на сканирующем электронном микроскопе VEGA II LMU с микроанализатором INCA energy 350 (фирма Oxford Instruments, Англия).

Результаты исследований и их обсуждение. Микроструктуры и распределение микротвердости по сечению ДЛ сплава из металлических отходов производства на основе чугунной дроби ИЧХ28Н2 до и после КВТО представлены на рис. 1 и 2 соответственно. В микроструктуре исходного ДЛ сплава присутствует боридный слой на поверхности частиц, что также подтверждается распределением микротвердости по сечению сплава от края к центру. Микроструктурный анализ ДЛ сплава после КВТО выявил наличие локальных областей со структурой, характерной для эвтектических сплавов [23]. Образование в ДЛ сплаве областей с эвтектической структурой после КВТО подтверждается также и распределением микротвердости по сечению. В исходном состоянии после ДЛ микротвердость диффузионного слоя толщиной 30–50 мкм составляет 11000–13000 МПа и резко снижается при приближении к ядру сплава до 5000–7000 МПа (рис. 2, а).

Микротвердость под диффузионным слоем и до ядра остается постоянной. После КВТО в ДЛ сплаве распределение микротвердости по сечению изменилось. Зафиксировано снижение микротвердости на поверхности и в диффузионном слое ДЛ сплава до 7000–8000 МПа и в сердцевине до 4000–5500 МПа (рис. 2, б).

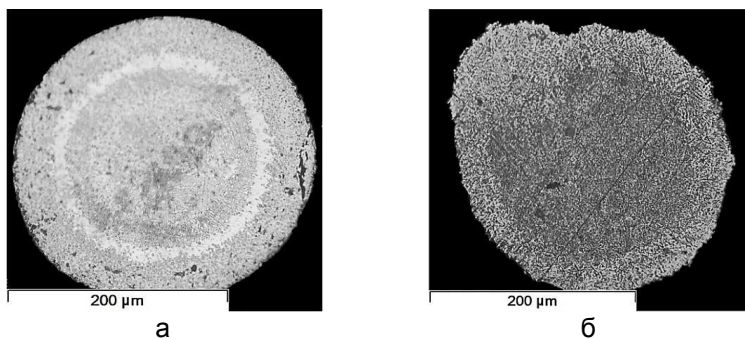


Рис. 1. ДЛ сплав из отходов чугунной дроби ИЧХ28Н2:
а – исходная микроструктура ДЛ сплава; б – микроструктура ДЛ сплава после КВТО

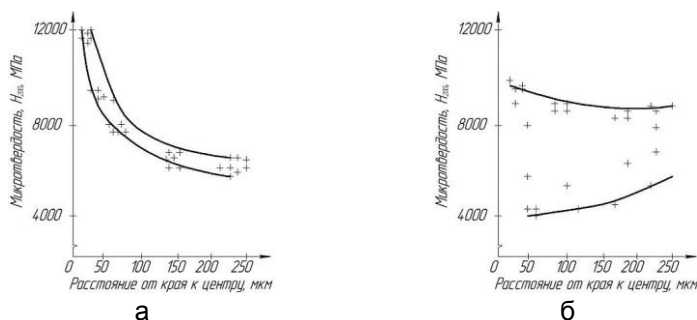


Рис. 2. ДЛ сплав из отходов чугунной дроби ИЧХ28Н2:
 а – распределение микротвердости по сечению ДЛ сплава
 в исходном состоянии; б – распределение микротвердости
 по сечению ДЛ сплава после КВТО

После КВТО распределение Cr и Ni в ДЛ сплаве стало более равномерное [13–15]. Распределение Cr и Ni после КВТО также свидетельствует об образовании в ДЛ сплаве за счет эффекта КЭП эвтектических структур. Таким образом, анализ микроструктуры, микротвердости и распределение Cr и Ni после КВТО позволяет предполагать, что в ДЛ сплаве из отходов чугунной дроби ИЧХ28Н2 за счет эффекта КЭП образуются эвтектические структуры с меньшей температурой плавления, чем исходный сплав.

Микроструктуры покрытий, полученных индукционной наплавкой ТВЧ из ДЛ сплавов на основе отходов чугунной дроби ИЧХ28Н2 до и после КВТО, представлены на рис. 3.

При индукционной наплавке ТВЧ ДЛ сплава без предварительной КВТО, в процессе плавления не фиксируется характерное для этого процесса усадка шихты [11], так как в ней из-за отсутствия флюсов не присутствуют легкоплавкие составляющие. Визуальное наблюдение в процессе наплавки подтверждает отсутствие полного сплавления металлической шихты с основой. Микроанализ наплавленного слоя зафиксировал локальные области, в которых начинается процесс частичного сплавления шихты и основного металла. ДюрOMETрический анализ не расплавившихся частиц ДЛ сплава показал высокую твердость сохранившегося диффузионного слоя (10000–11000 МПа), что подтверждает незавершенность диффузионных процессов во время изотермической выдержки при индукционной наплавке. За счет отсутствия сплавления при изотермической выдержке в покрытии присутствует значительная пористость ($\approx 50\%$), что также негативно влияет на скорость формирования покрытия.

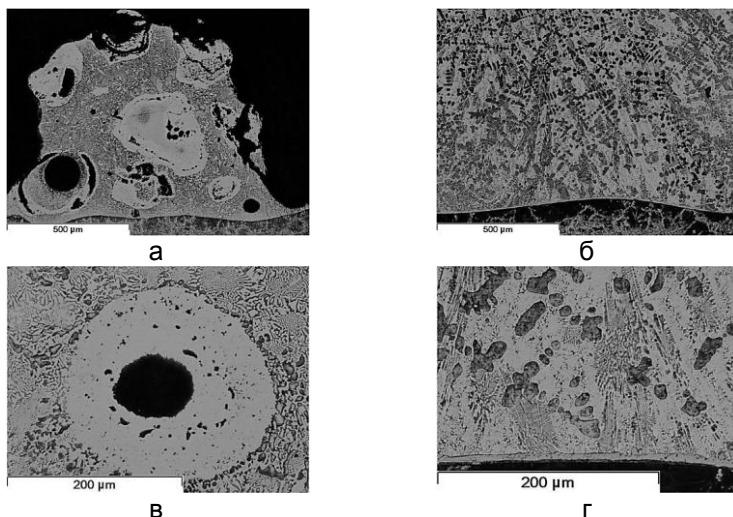


Рис. 3. Микроструктуры покрытий из ДЛ сплава на основе отходов чугунной дробы ИЧХ28Н2:

а, в – покрытие из исходного ДЛ сплава; б, г – покрытие из ДЛ сплава после КВТО

При индукционной наплавке ТВЧ ДЛ сплава из чугунной дробы ИЧХ28Н2, предварительно подвергнутого КВТО, фиксируется полное расплавление шихтового материала с образованием жидкой ванны расплава. Следует отметить, что полное расплавление шихты произошло при изотермической выдержке в процессе наплавки после 30-секундного временного интервала. Анализ микроструктуры покрытия свидетельствует об образовании характерной доэвтектической структуры в процессе кристаллизации жидкой ванны расплава. Образование доэвтектических структур в наплавленном слое, по мнению авторов [11], свидетельствует о значительном перегреве жидкого металла в процессе изотермической выдержки и последующего медленного охлаждения на спокойном воздухе. В литературе нет однозначного ответа влияния микроструктуры сплава на относительную износостойкость покрытия. Авторы [11] отмечают, что в структуре износостойких покрытий необходимо наличие эвтектических и/или заэвтектических структур, а наличие доэвтектических структур нежелательно. Авторы [3] считают, что наличие доэвтектических, эвтектических и заэвтектических структур является предпочтительным для покрытий, работающих в условиях интенсивного абразивного изнашивания. Мик-

ротвердость дендритных участков в наплавленном слое составляет 8000–9000 МПа, а эвтектической ледебуритной составляющей 10000–11000 МПа. Пористость покрытия не превышает 1 %. Металлографическим методом зафиксирована тонкая прослойка между покрытием и основным металлом, что также подтверждает полное сплавление диффузионно-легированного сплава с основой при наплавке ТВЧ. Технико-экономическое обоснование целесообразности комплексной обработки ДЛ сплавов из металлических отходов производства для индукционной наплавки ТВЧ описано в работах [13, 15, 17]. Проведенные оценочные расчеты свидетельствуют, что суммарные энергозатраты на предварительную КВТО ДЛ сплавов с последующей индукционной наплавкой ТВЧ на 7 % ниже, чем затраты при индукционной наплавке ТВЧ без КВТО, за счет снижения как температуры плавления сплава при формировании покрытия, так и продолжительности самого процесса.

Выводы. Исследование структурообразования покрытий при индукционной наплавке токами высокой частоты из диффузионно-легированных бором гранулированных сплавов из отходов дроби белого чугуна, подвергнутых предварительной кратковременной высокотемпературной обработке концентрированными источниками энергии показало целесообразность применения данной комплексной обработки при формировании износостойких покрытий, работающих в условиях интенсивного абразивного изнашивания. Предварительная кратковременная высокотемпературная обработка концентрированными источниками энергии диффузионно-легированных сплавов из отходов чугунной дроби ИЧХ28Н2, за счет эффекта контактного эвтектического плавления, приводит к образованию в структуре сплава локальных областей с эвтектической структурой, благоприятно влияющих на процессы сплавления при индукционной наплавке ТВЧ. Оплавление диффузионно-легированных сплавов предварительной кратковременной высокотемпературной обработкой концентрированными источниками энергии является перспективной и экономически обоснованной заменой дорогостоящих импортных наплавочных сплавов на никелевой и железной основах при формировании износостойких покрытий индукционной наплавкой ТВЧ.

Список литературы

1. Пантелеенко Ф.И. Теоретические и технологические основы получения самофлюсующихся порошков на железной основе диффузионным легированием и разработка износостойких ком-

- позиционных покрытий из них: автореф. дис. ... д-ра техн. наук : 05.02.01 / Ф.И. Пантелеенко. – Минск, 1992 – 32 с.
2. Пантелеенко Ф.И. Самофлюсующиеся диффузионно-легированные порошки на железной основе и защитные покрытия на них. – Мн.: УП «Технопринт», 2001. – 300 с.
 3. Ворошнин Л.Г., Пантелеенко Ф.И., Константинов В.М. Теория и практика получения защитных покрытий с помощью ХТО. – 2-е изд., перераб. и доп. – Минск: ФТИ; Новополоцк: ПГУ, 2001. – 148 с.
 4. Восстановление деталей машин: справочник / Ф.И. Пантелеенко [и др.] ; под общ. ред. В.П. Иванова. – М.: Машиностроение, 2003. – 672 с., ил.
 5. Износостойкие газотермические покрытия из диффузионно-легированных порошков на основе чугуновой стружки: монография / В.М. Константинов, Н.В. Спиридонов, О.Г. Девойно, А.М. Авсиевич; под. ред. чл.-корр. НАНБ Ф.И. Пантелеенко. – Мн.: Технопринт, 2005. – 146 с.
 6. Константинов, В.М. Диффузионно-легированные сплавы для защитных покрытий: дис. ... д-ра техн. наук : 05.02.01 / В.М. Константинов. – Минск, 2008. – 474 л.
 7. Современные перспективные материалы / под ред. В.В. Клубовича. – Витебск: Изд-вл УО «ВГТУ», 2011. – 562 с.
 8. Пантелеенко Е.Ф., Щербаков В.Г. Исследование диффузионно-легированных отходов стальной и чугуновой дроби для получения защитных покрытий // Литье и металлургия: научно-производственный журнал. – 2009. – № 1 (50). – С. 176–181.
 9. Щербаков В.Г. Некоторые аспекты использования отходов металлургического производства в качестве основы для получения наплавочных материалов // Металлургия : республ. межвед. сб. науч. трудов. – Минск : БНТУ, 2011. – Вып. 33, ч. 2. - С. 200–213.
 10. Щербаков В.Г. Некоторые особенности получения диффузионно-легированных сплавов для индукционной наплавки из дисперсных отходов стали и чугуна в подвижных порошковых смесях // Металлургия : республ. межвед. сб. науч. трудов. – Минск: БНТУ, 2015. – Вып. 36 - С. 243–249.
 11. Индукционная наплавка твердых сплавов / В.Н. Ткачев [и др.]. – М.: Машиностроение, 1970. – 183 с.
 12. Крукович М.Г., Прусаков Б.А., Сизов И.Г. Пластичность борированных слоев. – М.: ФИЗМАТЛИТ. 2010. – 384 с.

13. Щербаков В.Г. Снижение температуры плавления диффузионно-легированных сплавов для индукционной наплавки // Литье и металлургия. – 2014. – № 1 (74). – С. 97–100.
14. Щербаков В.Г. Получение диффузионно-легированных сплавов в подвижных порошковых средах из металлических отходов производства для индукционной наплавки и пути повышения их технологических свойств // Литейные процессы: межрегион. сб. науч. тр. / под ред. В.М. Колокольцева. – Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2014. – Вып.13. – С. 90–98.
15. Щербаков В.Г. Предварительная высокотемпературная обработка диффузионно-легированных сплавов для индукционной наплавки // Современные методы и технологии создания и обработки материалов: сб. науч. тр. В 3 кн. Кн. 2. Технологии и оборудование механической и физико-технической обработки / редкол.: С.А. Астапчик (гл. ред.) [и др.]. – Минск: ФТИ НАН Беларуси, 2015. – С. 341–348.
16. Щербаков В.Г. Оплавление диффузионно-легированных сплавов из металлических дискретных металлоотходов для получения защитных покрытий ТВЧ // Литейные процессы: межрегион. сб. науч. тр. / под ред. В.М. Колокольцева. – Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2015. – Вып.14. – С. 15–23.
17. Щербаков В.Г. Некоторые особенности формирования износостойких покрытий индукционной наплавкой диффузионно-легированными сплавами из металлических отходов производства // Современные методы и технологии создания и обработки материалов: сб. науч. тр. В 3 кн. Кн. 1. Материаловедение / редкол.: С.А. Астапчик (гл. ред.) [и др.]. – Минск: ФТИ НАН Беларуси, 2016. – С. 278–286.
18. Саратовкин Д.Д. Дендритная кристаллизация // ГНТИЛ по черн. и цв. мет.-ии. – 1957. – 129 с.
19. Залкин В.М. Природа эвтектических сплавов и эффект контактного плавления. – М.: Металлургия, 1987. – 152 с.
20. Вращающаяся электрическая печь для химико-термической обработки сыпучего материала : пат. 15412 Респ. Беларусь, МПК7 F27B 7/14 / В.М. Константинов, О.П. Штемпель, В.Г. Щербаков ; заявитель Белорусский национальный технический университет. - № а 20091415 ; заявл. 05.10.09 ; опубл. 28.02.12 // Афіцыйны бюл. / Нац. центр інтэлектуал. уласнасці . – 2012. № 1. – С. 143.

21. Установка для обработки металлического порошка : пат. № 10051 Респ. Беларусь, МПК В 22F 1/00 / В.М. Константинов, В.Г. Дашкевич, В.Г. Щербаков; заявитель Белорусский национальный технический университет. - № и 20130804 ; заявл. 08.10.2013 ; опубл. 30.04.2014 // Афіцыйны бюл. / Нац. центр інтэлектуал. уласнасці . – 2014. – № 2. – С. 136.
22. Многофункциональная научно-исследовательская установка индукционного нагрева сталей и сплавов / В.М. Константинов и [др.] // *Металлургия: республ. межвед. сб. науч. трудов.* – Минск: БНТУ, 2015. – Вып. 36 - С. 255-262.
23. Таран Ю.Н., Мазур В.И. Структура эвтектических сплавов. – М.: *Металлургия*, 1978. – 312 с.

УДК 621.74.011

Р.Д. Габбасов, Б.А. Кулаков, В.К. Дубровин

Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск

ПОВЕДЕНИЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО ТИТАН-АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА ПРИ НАГРЕВЕ И ОХЛАЖДЕНИИ*

Интерметаллидные титан-алюминиевые сплавы обладают высокой удельной прочностью, жесткостью, сопротивлением ползучести, жаростойкостью при повышенных температурах. Однако получение литых деталей из данных сплавов затруднено вследствие недостатка данных об их технологических свойствах.

Измерение термического расширения при нагреве и охлаждении и определение температур фазовых превращений интерметаллидного титан-алюминиевогосплава TNM-B1 проводили на dilatометре DIL 402C немецкой фирмы NETZCH, приведенном на рис.1.

*Работа выполнена в рамках программы «Участник молодежного научно-инновационного конкурса» («УМНИК-2015») в номинации «Современные материалы и технологии» по теме «Разработка материалов и технологии производства ответственных литых деталей на основе титан-алюминиевых интерметаллидов».

© Габбасов Р.Д., Кулаков Б.А., Дубровин В.К., 2016



Рис. 1. Дилатометр DIL 402 C (модель 1600°C)

Дилатометрическая кривая и кривая нагрева, полученные на дилатометре DIL 402 C при нагреве сплава TNM-B1 со скоростью 20 град/мин и охлаждении с той же скоростью, представлены на рис. 2.

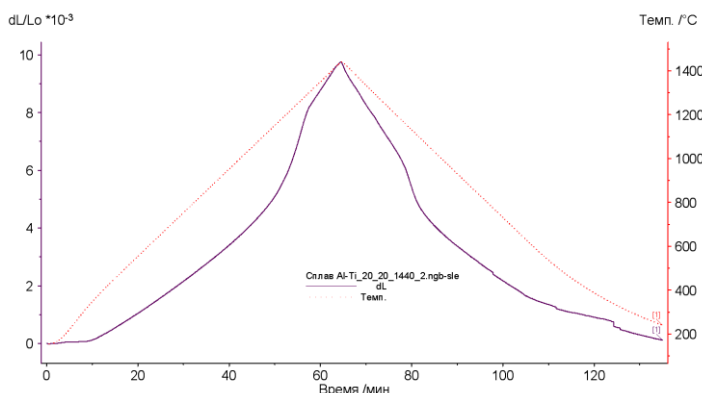


Рис. 2. Дилатометрическая кривая сплава TNM-B1

Значения критических точек и дилатометрические кривые (на кривых) при нагреве со скоростью 20 град/мин и охлаждении сплава TNM-B1 со скоростью 20 град/мин приведены на рис. 3.

Видно, что до температуры 1100°C наблюдается почти линейный участок термического расширения, с постоянным коэффициентом термического расширения. Затем в интервале температур 1100–1300°C происходит постепенное увеличение коэффициента термического расширения, сменяющееся вновь линейным участком (1300–1410°C), который после излома при 1408°C вновь сменяется линейным участком, вплоть до максимальной температуры 1440°C.

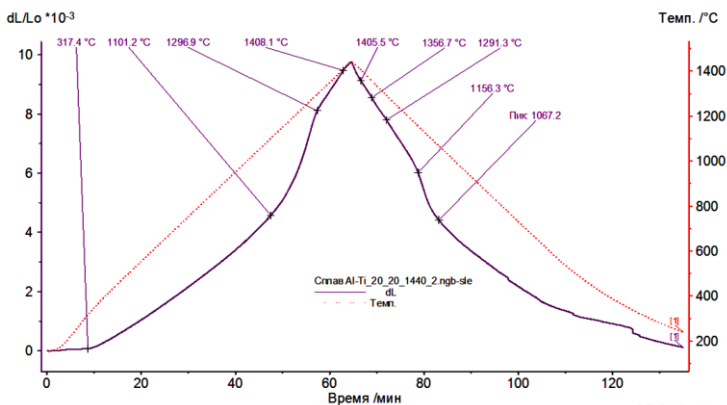


Рис. 3. Дилатометрическая кривая и значения критических точек (на кривых) при нагреве и охлаждении со скоростью 20 град/мин

При охлаждении можно выделить 6 участков кривой термического расширения с приблизительно линейным характером расширения: 1440 - 1405,5°C; 1405,5 - 1356,7°C; 1356,7 - 1291,3°C; 1291,3 - 1156,3°C; 1156,3 - 1067,2°C и 1067,2 – 200°C.

Значения технического коэффициента термического расширения сплава TNM-B1 для соответствующих интервалов фазовых превращений приведены на рис. 4 и в таблице.

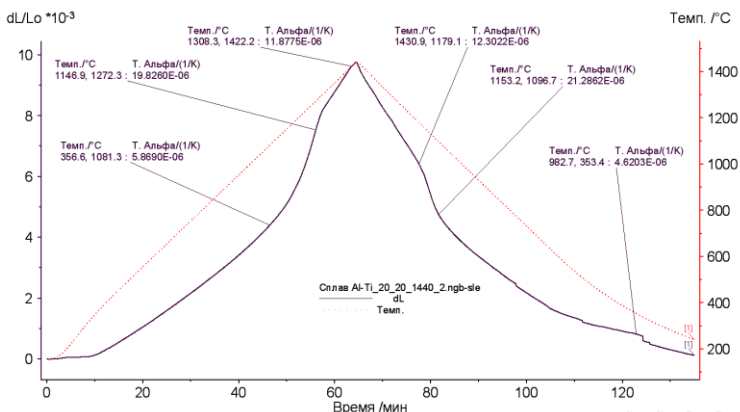


Рис. 4. Дилатометрическая кривая и значения технического коэффициента термического расширения для сплава TNM-B1 при нагреве и охлаждении со скоростью 20 град/мин

Значения коэффициента термического расширения сплава
TNM-B1 при нагреве и охлаждении

Нагрев		Охлаждение	
Интервал температур, °C	Коэффициент термического расширения, $\times 10^6$	Интервал температур, °C	Коэффициент термического расширения, $\times 10^6$
350–1080	5,867	1430–1179	12,302
1147–1272	19,826	1153–1096	21,286
1308–1422	11,877	982–353	4,62

Дилатометрическая кривая, представленная в координатах **удлинение-температура** (рис. 5), более отчетливо показывает, что превращения в сплаве, связанные с изменением объема, локализованы при высоких температурах (более 1100°C), а вне этого интервала коэффициенты термического расширения при нагреве и охлаждении имеют близкие значения. Значения коэффициента термического расширения при нагреве и охлаждении приведены на рис. 6 и 7.

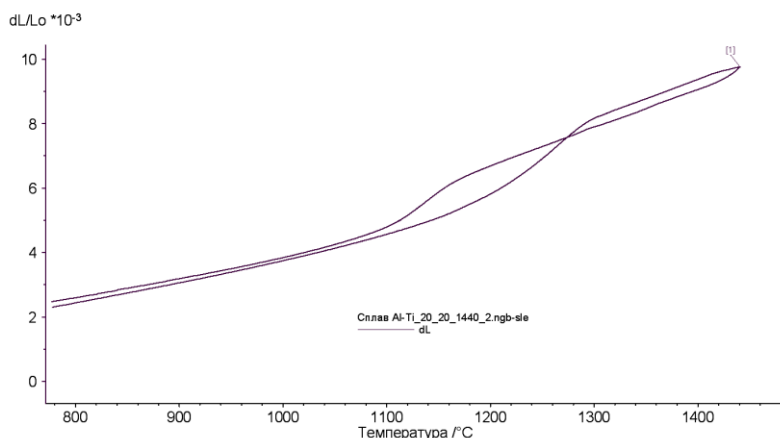


Рис. 5. Дилатометрическая кривая при нагреве (нижняя кривая) и охлаждении (верхняя) со скоростью 20 град/мин

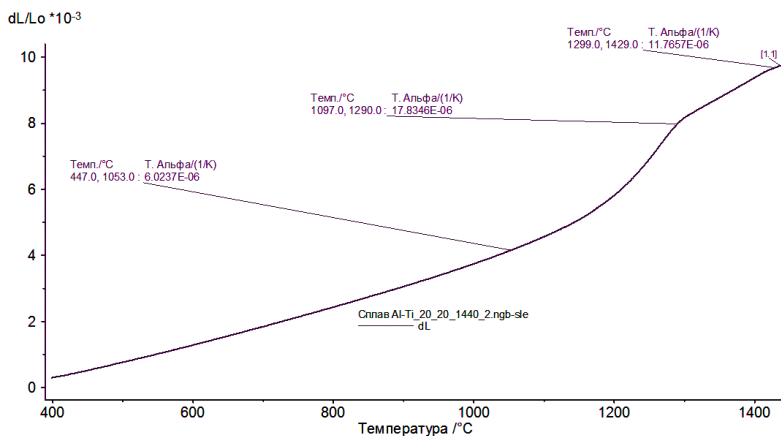


Рис. 6. Значения технического коэффициента термического расширения и дилатометрическая кривая для сплава TNM-B1 при нагреве со скоростью 20 град/мин

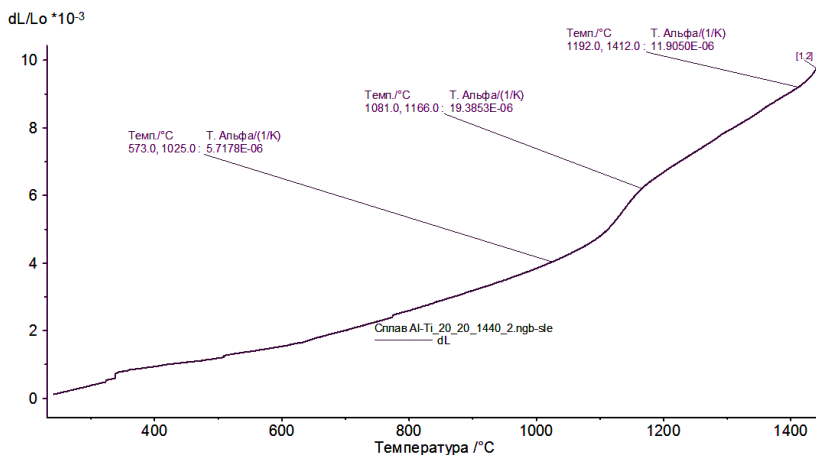


Рис. 7. Дилатометрическая кривая и значения технического коэффициента термического расширения для сплава TNM-B1 при охлаждении со скоростью 20 град/мин

Сравнивая данные дилатометрического анализа с результатами дифференциальной сканирующей калориметрии (рис.8), можно отметить, что три эндотермических и один экзотермический элементарные фазовые превращения в интервале температур от 1158,1 до 1318,0°C на кривой ДСК представлены в виде монотонного увеличения коэффициента термического расширения сплава в интервале температур от 1100 до 1300°C (см. рис. 6). Поскольку коэффициент термического расширения сплава при этом возрастает, следует предположить, что эти превращения соответствуют растворению в матрице избыточных фаз. Небольшое снижение коэффициента термического расширения сплава при температуре выше 1400°C обусловлено экзотермическим превращением, которое начинается при температуре 1395,1°C. Обратное этому превращению наблюдается и при охлаждении (см. рис. 7), но происходит при температуре 1416,1°C. Отметим, что единственное превращение со значительным экзотермическим эффектом, которое наблюдается на кривой ДСК при 1142,3°C, соответствует монотонному снижению коэффициента термического расширения сплава в интервале температур от 1160 до 1050°C.

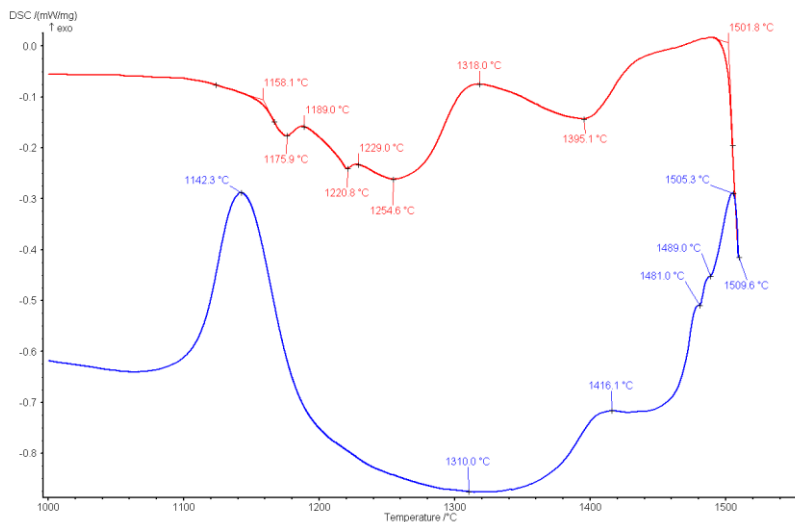


Рис. 8. Кривая дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) для сплава TNM-B1 при нагреве и охлаждении со скоростью 20 град/мин

По данным ДСК определена температура солидус сплава 1502⁰С.

Список литературы

1. Thomas, M. Processing and Characterization of TiAl-based Alloys: Towards an Industrial Scale / M. Thomas, M. Bacos// Aerospace-Lab. – 2011. – №11. – P. 11.
2. Kosova, N. The preparation of the Ti-Al alloys based on intermetallic phases / N. Kosova, V. Sachkov, I. Kurzina, A. Pichugina, A. Vladimirov, L. Kazantseva, A. Sachkova // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. – 2016. – P. 5.

УДК 621.771.25:669.017:669.15

А.Б. Сычков, М.А. Шекшеев, С.О. Малашкин, Г.Я. Камалова
Магнитогорский государственный технический университет
им. Г.И. Носова

ТЕХНОЛОГИЯ ТЕРМИЧЕСКОГО УПРОЧНЕНИЯ – ТЕРМИЧЕСКОЙ ПРАВКИ ФАСОННЫХ ПРОФИЛЕЙ ПРОКАТА

При термическом упрочнении с прокатного нагрева создают условия для реализации эффекта высокотемпературной термомеханической обработки. Упрочнение выполняют по схеме прерванной (можно и прерывистой закалки при наличии соответствующего состава оборудования) закалки с самоотпуском поверхностного закаленного слоя. Прокат с температуры конца прокатки (температуры аустенитизации) 1000-1100⁰С охлаждают в потоке воды, подаваемой в камеру охлаждения через нагнетающую форсунку, движущемся со скоростью 15-25 м/с. Время охлаждения выбирают так, чтобы после прекращения интенсивного охлаждения и разогрева поверхности проката за счет тепла внутренних слоев равномерная среднemasсовая температура – температура самоотпуска составляла 680-550⁰С.

После такой термообработки на фасонном (угловом) прокате из стали типа СтЗпс получены следующие свойства: временное сопротивление разрыву – 500–640 МПа, предел текучести –

400–570 МПа, относительное удлинение на 5-кратной измерительной длине – 20–30 %, ударная вязкость – 0,8–2,25 МДж/м². Высокие значения ударной вязкости сохраняются и при отрицательных температурах, что позволяет использовать термически упрочненный фасонный прокат из низкоуглеродистых и низколегированных сталей в ответственных строительных конструкциях, в том числе и при расчетных температурах до минус 65°С.

В настоящее время производство фасонного проката сопровождается двумя основными проблемами.

Первая из них – это наличие на профилях, особенно несимметричного сечения (неравнополочные уголки, полособульбовый судостроительный профиль, тавровое сечение и т.п.), местного и/или общего искривления формы и даже размеров. Это связано с окончательным охлаждением металла после прокатки или на холодильнике в двухфазовой области – в межкритическом ($\gamma \rightarrow \alpha$) интервале температур (МКИТ), в котором и возникают растягивающие внутренние напряжения, вызывающие искривление раскатов. Применение роликово-правильных машин (РПМ) для исправления искривлений после окончательного охлаждения раскатов в ряде случаев неэффективно.

Вторая проблема заключается в высокой температуре окончания прокатки (т.н. температура конца прокатки), которая формирует крупное зерно аустенита и наследственно крупное действительное ферритно-перлитное зерно, что обуславливает крайне низкие значения предела текучести и отношения пределов текучести и прочности металла фасонных профилей, которые зачастую ниже требований НД. К такому металлу относятся марки стали типа 09Г2, 09Г2С, 25Г2С и др. Методы снижения размеров действительного зерна заключаются в понижении температуры конца прокатки, что в большинстве случаев ограничивается энергосиловыми возможностями установленного оборудования, и ускоренном охлаждении раскатов после окончания деформирования профилей с использованием форсуночных устройств водяного охлаждения и процесса прерванной или прерывистой закалки с прокатного нагрева с самоотпуском.

Последний технологический процесс, представляющий собой разновидность поточного термического или термомеханического упрочнения раскатов, наиболее эффективен как для правки профилей с целью исключения их искривления, так и для их упрочнения – повышения не только предела текучести и отношения пределов текучести и прочности, но и для обеспечения фасонным профилям свойств прочности, соответствующих более высокому классу прочности, которое ранее достигалось только за счет

увеличения содержания легирующих упрочняющих элементов. Легирование значительно удорожает металлопродукцию заданного класса прочности.

Структура неохлажденного проката, полученного с высокой температурой конца прокатки, представляет собой разно- и крупнозернистый (размер действительного зерна достигает № 5 и 4 по ГОСТ 5639-82); даже при неинтенсивном воздушном охлаждении возможно появление видманштеттовой структуры или даже бейитной структуры взамен перлита. Такой прокат характеризуется крайне неоднородными механическими свойствами по своей длине, возможно хрупкое разрушение металла. Так, например, в соседних участках проката из стали 09Г2С могут наблюдаться предел текучести и 320 (при норме – не менее 345 МПа), и 450 МПа, отношение пределов прочности и текучести соответственно 0,55 и 0,75–0,82. После ускоренного водяного охлаждения размер действительного зерна снижается до № 7-8 с формированием однородной ферритно-перлитной структуры и получением равномерных механических свойств – предел текучести для проката из стали марки 09Г2С – 370-380 МПа, отношение пределов текучести и прочности – на уровне 0,66. После интенсивного водяного охлаждения, характерного для термоупрочнения, формируется слоистая квазикомпозитная структура – структура закалки с самоотпуском и для проката из стали марки 09Г2С предел текучести равен 450 МПа и более, отношение пределов текучести и прочности – на уровне 0,72-0,75. У металла наблюдается при этом высокая пластичность и сопротивление хрупкому разрушению даже при отрицательных температурах.

На практике известны случаи применения интенсивного водяного охлаждения фасонных профилей, обеспечивающих получение обоих эффектов – и термоправки, и термоупрочнения; используется также и комбинированное воздействие – механическая правка, термическое упрочнение, возможно поверхностное (например, рельсы трамвайные и железнодорожные). Более часто на практике наблюдается такая обработка на мелких фасонных профилях наиболее симметричной формы (равнополочные уголки, швеллеры т.п.). Ниже представлен обзор методов термоправки - термомеханического упрочнения (ТП-ТМУ) фасонных профилей или уже применяемых на практике, или предлагаемых для использования некоторыми научно-технологическими организациями России, ближнего и дальнего зарубежья [1-3].

1. *Энергосталь-УкрНИИМет (Украина, г. Харьков)*. Предлагается применение универсальных водяных охлаждающих

устройств струйного и в потоке сплошной воды фасонных профилей без существенных изменений оснастки при переходе на другие типоразмеры профилей. Охлаждение в две стадии – на первой более массивных участков сечения, на второй – всего сечения. Устройство устанавливается непосредственно после последней клетки стана. Имеется опыт внедрения установок термоправки на металлургических заводах СНГ – Нижнесергинский метизно-металлургический завод (НСММЗ), Макеевский металлургический комбинат (МакМК), Енакиевский металлургический завод.

Рассчитывается необходимое количество секций охлаждения достаточной длины (уточняется при проектировании), для осуществления транспортирования проката через секции охлаждения устанавливаются трайберы с фасонными роликами, соответствующими по форме проката, секции снабжаются универсальными форсуночными устройствами со щелевыми или круглыми отверстиями. Необходима система минимальной автоматизации управления процессом правки-упрочнения.

Необходима оценка системы водоснабжения и ее подготовки для обеспечения требуемых расхода и давления (до 20 бар ориентировочно) воды и чистоты воды по механическим взвесям и наличию масла с целью предотвращения засорения форсуночных устройств. Кроме того, следует обеспечить охлаждение воды, особенно в летний период, до необходимого уровня (примерно 23-25°C). Требуется, при необходимости, проложить трассу для сброса отработанной воды с секций охлаждения на участке последней клетью стана и холодильником. На рис. 1 и 2 представлена схема двустадийного охлаждения фасонных профилей (первая стадия – охлаждение утолщенных элементов профиля, вторая стадия – общее охлаждение всего профиля).

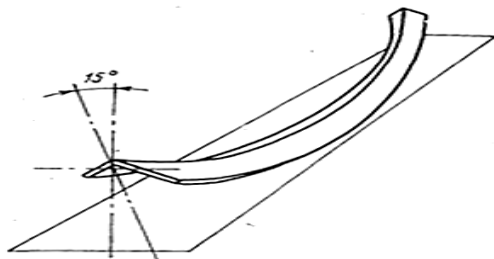


Рис. 1. Исходный неуправленный неравнополочный уголок с искривлением в двух плоскостях – вертикальной и горизонтальной (т.н. дефекты формы – «лыжа» и «серп» соответственно)

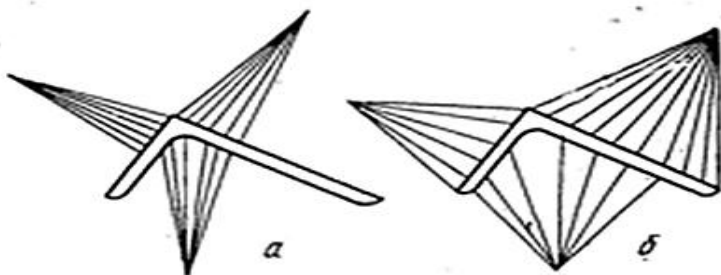


Рис. 2. Схема охлаждения элементов сечения углового профиля:
а – первая стадия процесса, б – вторая стадия процесса

На рис. 3 представлено устройство для охлаждения неравноплочного уголка, на рис. 4 и 5 – универсальные устройства для ТП-ТМУ конструкции УкрНИИМет различных профилирумеров, прокатываемых на одном сортовом стане.

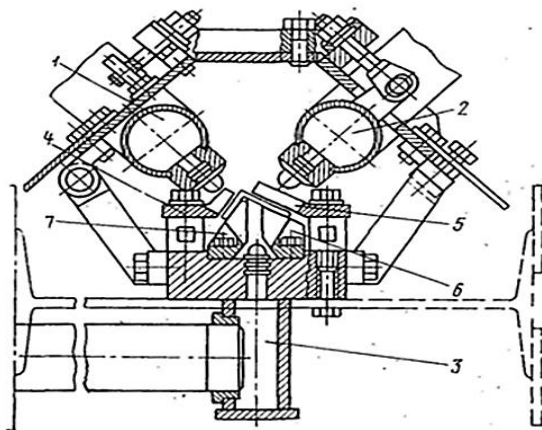


Рис. 3. Схема струевого устройства для охлаждения
неравноплочного уголка конструкции УкрНИИМет:
1–3 – коллекторы; 4–7 – направляющие

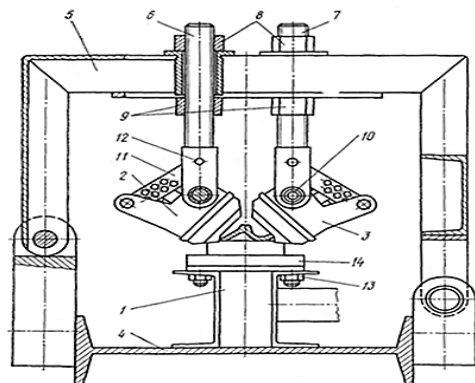


Рис. 4. Универсальные устройства для ТП-ТМУ фасонных профилей конструкции УкрНИИМет:

1–3 – коллекторы; 4 – несущая балка; 5 – ребро короба;
6, 7 – винты; 8, 13 – гайки; 9 – фиксаторы винтов; 10 – оси;
11 – планки; 12 – фиксаторы планок; 14 – стол

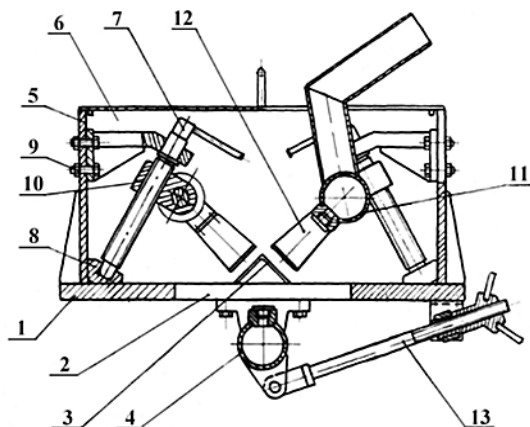


Рис. 5. Универсальные устройства для ТП-ТМУ фасонных профилей конструкции УкрНИИМет:

1 – основание; 2 – щели для сброса воды; 3 – охлаждаемый
профиль; 4, 10, 11 – коллекторы; 5 – стенка желоба; 6 – фланец;
7 – винт; 8 – подпятник, гайки; 9 – фиксатор; 12 – направляющая;
13 – тяга

2. *Группа компаний «Корад» (Россия, г. Москва).* Предлагается установка охлаждающих устройств за последней клетью стана с использованием тянущих роликов, причем первый трайбер за прокатной клетью должен иметь вертикальные ролики для осуществления частичной механической правки по ширине и направлению раскатов по отводящему рольгангу к холодильнику.

Опыта внедрения подобных установок на металлургических заводах нет.

Установить охлаждающие устройства либо форсуночного типа, либо какого-либо иного – это предмет разработки технического предложения с полной автоматизацией приводов и системы управления термоправкой-термоупрочнением фасонных профилей. Предусматривается установка универсальной или комбинированной (попеременно работающей, как горизонтальная или как вертикальная) клетки.

После анализа представленной информации принимается решение по водообеспечению и качеству охлаждающей воды. Одним из ресурсосберегающих решений может быть применение водовоздушного охлаждения, возможно с использованием поверхностно-активных веществ (ПАВ).

Предлагается использовать последнюю клеть в группе в качестве трайб-аппарата для создания межклетевого натяжения. Между последней – чистой и последней – тянущей клетью размещаются секции охлаждения, обеспечивающие температуру профиля на выходе из тянущей клетки не более 650°C и разностью температур по элементам сечения профиля не более 50°C. Исключение коробления профилей после правки и охлаждения за счет выравнивания температуры по сечению профиля и завершение фазовых превращений должны заканчиваться в межклетевом пространстве под действием растягивающих напряжений. Для их создания в требуемом профиле предлагается в качестве тянущих роликов использовать комплект валков, идентичных для чистой клетки.

3. *Центр новых систем охлаждения и технологий термоупрочнения металлов ОАО «ВНИИМТ» (Россия, г. Екатеринбург).* Сущность предложения – применение форсуночного экономного дифференцированного по разным сечениям профилей водовоздушного секционного охлаждения.

Имеется опыт внедрения термоправлящих и упрочняющих устройств в потоке станов на Нижнесальдинском метзаводе (рельсовые подкладки), колесо-бандажный цех НТМК (закалка ж/д колес).

Установка секции охлаждения – термоправки/термоупрочнения равнополочных (по ГОСТ 8509) и неравнополочных уголков (ГОСТ8510), швеллеров (ГОСТ 8240), предлагаемая для стана 350 ЧерМК, состоит из 5-ти секций длиной 5–6 м; для уголков предлагается по три форсунки сверху и снизу – 2 из них интенсивно охлаждают массивную вершину снизу и сверху; для швеллеров – до 5-ти форсунок сверху и 3 форсунки снизу. Расход общий воды на 5 секций – до 1400 м³/ч, давление воды – 1,5–2,0 бар, расход воздуха – 40 м³/ч. Скорость прокатки – 9–15 м/с.

По заверению представителей фирмы им не требуется повышенное количество, давление и качество охлаждающей воды.

4. *STG, Италия.* Предлагаются разные решения для правки симметричных и несимметричных профилей относительно вертикальной оси при их прокатке:

- для симметричных профилей (равнополочный уголок, швеллер, двутавр) – через систему направляющих роликов на отводящем рольганге к холодильнику и механическое натяжение раската на холодильнике путем применения противовесов (предполагает минимальное расстояние между последней клетью стана и холодильником), используются фасонные реечные переключатели устройства на холодильнике;

- для несимметричных (неравнополочный уголок, полосо-бульб) профилей – система форсуночного водяного охлаждения в две стадии: на первой – интенсивное охлаждение массивной части профиля с воздушной отсечкой воды от других участков профиля, на второй – общее охлаждение всех частей сечения профиля.

5. *Bascotecniasteel, Испания.* Предлагается после последней клетки стана с универсальными валками устанавливать направляющее механическое устройство, которое центрирует и обеспечивает частичный эффект механической правки. При этом расстояние между последней клетью стана и холодильником составляет максимум 10 м. Близко к предложению фирмы STG для симметричных фасонных профилей. Такое предложение, однако, закрывает возможности стана для проведения термической обработки проката в потоке и вряд ли может быть эффективным.

6. *ОАО «Молдавский металлургический завод».* ТП-ТМУ осуществлялась на проектной стационарной установке типа «усовершенствованный Thermex» для термического упрочнения арматурного проката в прутках. Техническое решение заключалось в использовании кустарной самодельной установки, конструкция которой включала в себя следующее. Для каждого профилеразмера

(равнополочные уголки шириной полки 25–50 мм и толщиной 3–5 мм, швеллер № 5) подбирались по два (нижний и верхний) уголка большего размера прокатываемого профиля, в несущих уголках прорезались или круглые, или щелевые прорезы. Несущие уголки помещались в ванну секции охлаждения линии «усовершенствованный Thermex», а между ними по входным направляющим подавался прокат, который надо было подвергнуть термическому воздействию. В работу в зависимости от профиля и цели водяного охлаждения вводились от 2 до 4-5 секций. Для обеспечения эффекта термической правки проводится охлаждение в первый период только массивных участков у вершин(ы) профиля, а затем в последующих секциях все участки профиля равномерно. Для упрочнения фасонных профилей применяют более интенсивное охлаждение. Особенно в последних секциях. Выбор интенсивности охлаждения осуществляется эмпирически. Эффект ТП заключался в отказе от применения РПМ, а термоупрочнения – для проката из стали типа 09Г2С предел текучести обеспечивался не менее 450 вместо 330 МПа.

Все ресурсы имеются в составе прокатного стана и линии термического упрочнения проката в прутках. Внедрение технологии ТП-ТМУ фактически беззатратное.

При этом обеспечивается требуемая мелкозернистая или квазикомпозитная структура и удовлетворительный комплекс механических свойств.

7. ИЧМ НАНУ и ДМетАУ, Днепропетровск. Разработки по термической обработке – термической правке (ТУ-ТП) фасонных профилей относятся к 1973–1982 годам [4-8]. В работе [4] опробованы два способа охлаждения – форсуночное и спрейерное, что наилучшим образом приспособлено для охлаждения фасонных профилей с максимальным учетом неравномерности распределения массы по различным участкам их поперечного сечения. Поэтому расход и давление воды необходимо дифференцировать таким образом, чтобы в первую очередь обеспечить максимальный отбор тепла у наиболее массивных участков профиля. ТУ-ТП фасонных профилей, как уже указывалось, должны обеспечивать одновременно два требования – отсутствие искривления, коробления проката и повышение его прочностных характеристик с сохранением высокой пластичности, в том числе и при отрицательных температурах.

Наилучшие результаты для термического упрочнения уголков могут быть обеспечены при спрейерном охлаждении в устрой-

ствах двух типов (рис. 6, а и б [4]), швеллеров – в устройстве, показанном на рис. 7 [4]. В этом способе отбор тепла с более массивных участков сечения осуществляется не путем увеличенной подачи воды через отверстия большого диаметра, а за счет подачи воды струями меньшего или одинакового сечения, но повышенной плотности. При этом происходит повышение теплосъема с более массивных участков сечения профиля без существенного увеличения ее (воды) расхода на единицу поверхности. Главная особенность способа основана на зависимости теплосъема от диаметра подаваемых водяных струй. Установлено, что зависимость эта обратно пропорциональная, то есть при одинаковом расходе воды с уменьшением диаметра водяных струй теплосъем возрастает при прочих равных условиях. Поэтому при одинаковом расходе воды на более массивные участки сечения изделия можно увеличить скорость охлаждения этих участков, изменяя способ подачи и размер водяных струй. Для обеспечения одинаковой скорости охлаждения при спрейере с диаметром отверстий 0,5 мм надо подать в 15 раз меньше воды, чем через спрейер с диаметром отверстия 2,4 мм.

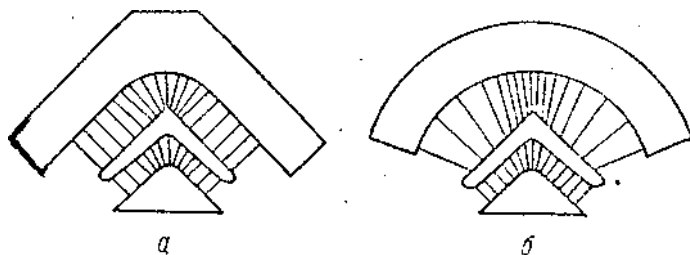


Рис. 6. Схема охлаждающих устройств для термического упрочнения угловых профилей проката проводкового (а) и сегментного (б) типов

Охлаждение уголков мелких и средних размеров и швеллера № 30 для автомобильных рам грузовых машин большой грузоподъемности обеспечивает равномерное распределение температур и небольшую коробоватость профилей на длине раскатов до 60 м.

В работе [5] исследовался процесс ТУ-ТП швеллера № 30 для рам грузовиков из стали 15ХСНД следующего состава: 0,14% С; 0,55% Mn; 0,53% Si; 0,64% Cr; 0,50% Ni; 0,27% Cu; 0,026% S; 0,028% P; 0,016% Ti. Технология ТУ-ТП: температура аустенитизации швеллера длиной 10 м составляла 1000°С, затем – струйная закалка при непрерывном поступательном движении профиля – сквозная закалка с последующим отпуском в течение 1 ч при раз-

личных температурах в диапазоне 400–600°C в электрической б-зонной роликовой проходной печи с последующем охлаждении на воздухе. При температуре отпуска, равной 600°C, твердость составила 220–240 НВ, 550°C – 240–260 НВ, 500°C – 260–280 НВ, 400°C – 280–300 НВ. При этом наблюдается повышение всех механических характеристик по сравнению с горячекатаным состоянием – временное сопротивление разрыву и предел текучести в 1,3–1,8 раз с повышением показателей пластичности и ударной вязкости даже при отрицательных температурах (до минус 40°C).

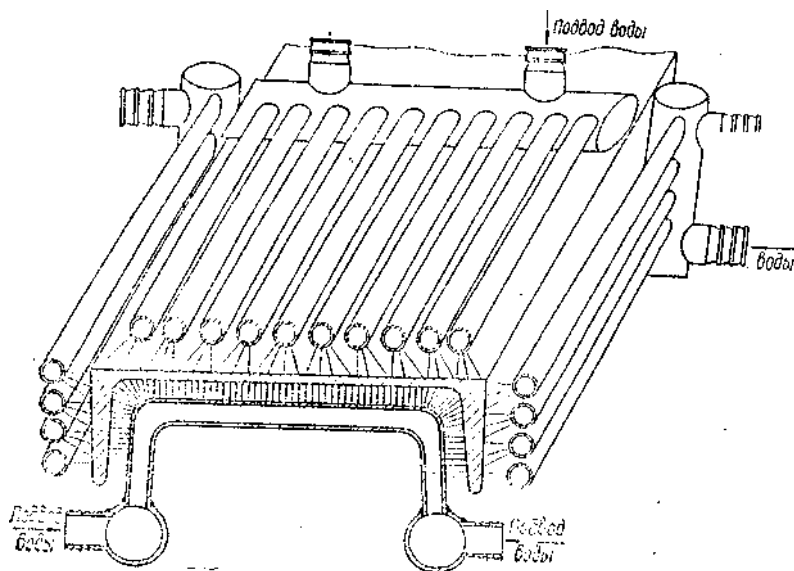


Рис. 7. Охлаждающее устройство для термического упрочнения швеллера

Нормативные требования ГОСТ 19281 к химическому составу и механическим свойствам приведены ниже: 0,12–0,18% C; 0,40–0,70% Mn; 0,40–0,70% Si; 0,60–0,90% Cr; 0,30–0,60% Ni; 0,20–0,40% Cu; $\leq 0,040\%$ S; $\leq 0,035\%$ P; $\leq 0,008\%$; $\leq 0,08\%$ As; $\sigma_B \geq 500$ МПа; $\sigma_{0,2} \geq 325$ МПа; $\delta_5 \geq 21\%$; $KCU_{-40} \geq 29$ Дж/см².

В табл. 1 приведены механические свойства после аустенизации металла при 900°C, сквозной закалки и отпуска при температуре в интервале 200–600°C.

В работе [6] сделан обзор ускоренного охлаждения широкого сортамента сортового проката, в том числе и фасонных профилей,

в первую очередь со стороны их термической правки в условиях Криворожского стана 250-2 и стана 280 Енакиевского металлургического завода. Подтверждена технология ускоренного охлаждения такого проката – сначала на первом этапе охлаждение массивных участков профилей в местах сопряжения полок, стоек и полок и т.д. при температуре 500–750°С, а затем на втором этапе – всего профиля в интервале температур 700–950°С с регламентированием времени паузы между этапами ускоренного охлаждения.

Таблица 1

Механические свойства после термической обработки

Механические свойства	Температура отпуска, °С				
	200	300	400	500	600
$\sigma_{0,2}$, МПа	1220	1160	1080	840	640
σ_b , МПа	1450	1370	1170	930	740
δ_5 , %	10	10	11	15	20
Ψ , %	56	57	58	62	68
KCU, кДж/м ²	78	-	78	118	176
НВ	425	410	360	275	220

После ускоренного охлаждения наблюдается повышение прочностных свойств, в частности предела текучести, в 1,5–2,0 раза и рост ударной вязкости и хладостойкости металла профилей. Результаты, подтверждающие эффект термического упрочнения-правки, представлены в табл. 2.

Таблица 2

Характеристика свойств фасонных профилей после термоупрочнения

Профиль	Марка стали	σ_T , МПа	σ_b , МПа	δ_5 , %	Ψ , %	Ударная вязкость, KCU, МДж/м ² , при температуре		
						+ 20	- 40	- 60
Швеллер № 16	СтЗсп	435-455	580-620	16-17,5	45,5-52	1,1-2,0	0,6-1,3	-
Уголок 200x200x25	СтЗсп	≥ 335	≥ 530	≥ 19	≥ 53,5	1,0-1,8	0,6-1,1	-
Уголок 32x32x4	СтЗпс	380-410	500-530	15-16	47-52	-	-	-
Уголок 36x36x4	СтЗсп	≥ 510	≥ 610	17,5	-	1,0	-	1,0

Наиболее эффективно применение прерывистого охлаждения или термоциклирования.

Скорость охлаждения, как комплексный показатель степени упрочнения металла, зависит от нескольких факторов, таких как расход и давление воды, расстояние между охлаждаемым металлом и спрейером, количество и диаметр отверстий для водяных струй, площади истечения воды, коэффициента теплоотдачи. Это относится к струйному или спрейерному охлаждению. На первом этапе охлаждения соотношение расходов воды при спрейерном охлаждении массивных частей профиля и остальных участков должно быть 2:1, на втором этапе – 1:1, а расходы сверху и снизу – 1:1,5. Возможно применение водовоздушной смеси. При этом зависимость скорости охлаждения от доли воды в смеси представляет параболу – чем выше доля воды в смеси, тем выше и скорость охлаждения. Недостаток водо-воздушного охлаждения заключается в неравномерности – непостоянстве потока охладителя по длине и сечению струй.

Наилучший результат по однородности охлаждения имеют форсуночные устройства – устройства охлаждения в сплошном потоке воды. Эти устройства могут быть прямоточными и противоточными. При прямоточных форсунках осуществляется двойное действие – сам процесс охлаждения и транспортировка охлаждающих изделий – проката. Для противоточных форсунок – максимально возможное охлаждение, но низкая транспортирующая способность, требующая применения тянущих роликов – трайберов. В свою очередь, трайберы работают нестабильно, что приводит к нагону раскатов в секциях охлаждения и авариям. Применяют также комбинированные установки – прямо-противоточные, где частично компенсируются указанные выше недостатки.

Работа [7] посвящена термической обработке мелкосортных профилей на стане 250-2 Криворожстали. Установка упрочнения установлена от последней клетки на расстоянии 1,9 м и представляет собой блоки охлаждающих устройств и секции транспортирующего рольганга. Общая длина охлаждающего короба – 16 м. В составе установки насосная станция с насосами 313200x4 и очищающие фильтры ИЗТМ, а также система гидромагистралей (водопроводов) с запорной, регулирующей и измерительной аппаратурой. Пневмопривод перемещения охлаждающих устройств коаксиальный.

Термическое упрочнение профилей заключается в прерванной закалке с самоотпуском и последующим электрическим отпуском. Так, для уголка 40x40x4 из стали Ст3сп (0,16% С; 0,42% Мn; 0,04% Si; 0,010% P; 0,038% S) скорость прокатки – 7,5 м/с; темпе-

ратура конца прокатки – 1020–1070°C; время охлаждения – 1 с в воде; давление охладителя – 12 ати; температура воды – 38°C; охлаждаемый прокат 80 м. После охлаждения получен следующий комплекс механических свойств: временное сопротивление разрыву – 1290 МПа, условный предел текучести – 110 МПа, относительное сужение – 33%, относительное удлинение десятикратное – 5%. Микроструктура образца: вершина уголка – продукты распада аустенита в промежуточной области (бейнит) в сетке феррита; полки уголка – тоже без ферритной сетки.

После электроотпуска (нагрев электросопротивлением, контроль температуры металла тремя термомпарами по краям и середине прокатного прутка) по следующим режимам:

- время нагрева 53–56 с, температура отпуска – 300°C;
- время нагрева 70–78 с, температура отпуска – 400°C;
- время нагрева 95–112 с, температура отпуска – 500°C;
- время нагрева 120 с, температура отпуска – 600°C;
- время нагрева 197 с, температура отпуска – 700°C.

При увеличении температуры отпуска с 300 до 700°C наблюдается снижение временного сопротивления разрыву металла уголков с 1150 до 550 МПа, условного предела текучести – соответственно с 1020 до 450 МПа; а для относительного сужения – повышение значений с 40 до 60 %; относительного десятикратного удлинения – с 4 до 17 %. Твердость после отпуска равнялась при 300°C – 320–270 HV₂₀, 400°C – 260–230 HV₂₀, 500°C – 230–200 HV₂₀, 600°C – 200–150 HV₂₀, 700°C – 150–105 HV₂₀. При всех температурах электроотпуска снижение твердости проходит в направлении от края полок к вершине уголка на 30–50 HV₂₀.

В работе [8] указано, что максимальный эффект термического упрочнения достигается процессом прерванной (еще лучше - прерывистой) закалкой в турбулентном потоке воды и в спрейерных системах при давлении охладителя 6–10 (4–10 для спрейеров) ати. Эксперименты с охлаждением и отпуском с отдельного нагрева в газовых печах (в условиях Коммунарского металлургического завода) проводились по следующим режимам – нагрев до 800–1100°C – охлаждение водой с расходом 2000 м³/ч и давлении 16 ати – рольганг – отпуск в течение 1 ч в колпаковой печи.

Проходные спрейеры сооружаются по форме охлаждаемого профиля, устанавливаются между роликами транспортного рольганга. Равномерный теплосъем осуществляют путем избирательного направленного охлаждения массивных элементов и последующего недифференцируемого охлаждения профиля по всей поверхности в спрейерах с автономным регулированием расхода воды в верхней и нижней поверхностях.

Упрочнение швеллеров проводится в спрейерной системе из 8-ми секций длиной по 1 м. В 1-3 секциях осуществляют охлаждение мест сочленений полок и стенок при скорости движения швеллера 0,95 м/с с полным остыванием его полок. Повышение давления воды до 6 ати с распределением сверху и снизу потока охладителя позволяет провести термическую правку профиля до остаточного искривления в горизонтальной плоскости (серп) до 50-90 мм на длине 6 м.

Термическое упрочнение и правка уголков, швеллеров, двутавров осуществляется в соответствующих секциях по индивидуально подобранным технологическим режимам.

Список литературы

1. Сычков А.Б., Малашкин С.О. Оборудование и технология для термоправки-термомеханического упрочнения фасонного профиля // Теория и технология металлургического производства. – 2014. – № 2 (15). – С. 96-101.
2. Вакула Л.А., Верчиков С.В., Чабаненко О.А. Принципы оптимального проектирования технологии термической правки угловых профилей // Сортопрокатное производство: отрасл. сб. науч. трудов. – Харьков: УкрНИИМет, 1990.
3. Оперативная оценка механических свойств, степени и равномерности закалки при контроле технологического процесса термоупрочнения фасонного проката / С.В. Серебряков, Л.И. Конорева, А.А. Соколов и др. // Бюл. НТИ. Черная металлургия. – 1988. – № 19 (1071). – С. 55-56.31.
4. Спрейерное охлаждение фасонных профилей проката при термическом упрочнении / И.Е. Долженков, В.Д. Верболоз, В.К. Фролов, В.В. Ковалюк // Металлургия и коксохимия. – № 36. – 1973. – С. 90-92.
5. Исследование влияния термического упрочнения на свойства и микроструктуру швеллера № 30 / К.Ф. Стародубов, И.Е. Долженков, В.Д. Верболоз, В.В. Ковалюк, А.П. Артеменко, В.М. Андрущук // Металлургия и коксохимия. – № 36. – 1973. – С. 93.
6. Худик В.Т., Черненко В.Т. Современные технологические схемы, способы и устройства для ускоренного охлаждения сортового проката // Бюл. НТИ. Черная металлургия. – 1982. – № 10. – С. 9-19.
7. Термическая обработка мелкосортного углового проката в потоке непрерывного стана 250-2 завода «Криворожсталь» / В.Я. Савенков, Ю.Т. Худик, В.А. Сацкий, В.Т. Худик, М.И. Костюченко, О.В. Филонов, В.Т. Черненко // Металлургическая и горно-рудная промышленность. – 1977. – № 1. – С. 36-37.

8. Термическое упрочнение средне- и крупносортных фасонных профилей проката / С.Н. Поляков, Е.Н. Бухиник, В.Т. Черненко, А.Н. Несмачный, В.А. Горецкий // *Металловедение и термическая обработка.* – 1977. – № 11. – С. 1039-1044.

УДК 621.74.047

Е.А. Крылова, А.М. Столяров

Магнитогорский государственный технический университет
им. Г.И. Носова

В.В. Мошкунов

Магнитогорский металлургический комбинат

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ МЯГКОГО ОБЖАТИЯ НА ХИМИЧЕСКУЮ НЕОДНОРОДНОСТЬ ОСЕВОЙ ЧАСТИ НЕПРЕРЫВНОЛИТЫХ СЛЯБОВ ИЗ ТРУБНОЙ СТАЛИ

Одноручьева МНЛЗ криволинейного типа с вертикальным участком кислородно-конвертерного цеха ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат» имеет оборудование для осуществления мягкого обжата отливаемых слябов [1-4]. Это позволяет воздействовать на осевую часть заготовок с целью повышения их качества [5-8]. В настоящей работе исследован химический состав металла центральной части заготовок, отлитых с внешним воздействием и без него.

Сталь марки 09Г2С была разлита на непрерывнолитые заготовки с размерами поперечного сечения 300×2600 мм. Температура ликвидус металла составила 1515 °С. В течение разливки температура металла в промежуточном ковше изменялась от 1546 до 1540 °С. Из кристаллизатора МНЛЗ слябы вытягивались со средней скоростью 0,783 м/мин. Мягкое обжатие заготовок производилось в 12 и 13 сегментах зоны вторичного охлаждения. Из одного сляба с мягким обжатием и одного без обжата были отобраны осевые поперечные пробы. Для возможности надежного крепления при проведении химического анализа каждая проба была разрезана по высоте на три части (рис. 1). Центральные части проб были механически обработаны и протравлены (рис. 2). Из рис. 2 видно, что ширина зоны металла с повышенной растравимостью в цен-

тральной части сляба без мягкого обжата существенно больше, чем в заготовке с обжатием. На различном расстоянии от верхней стороны сляба (г) в пробах был проанализирован химический состав металла с использованием эмиссионного спектрометра SPECTROLAB M8A. Анализ производился в двух точках на каждом горизонте с последующим усреднением результатов. На рис. 3 и 4 показано изменение содержания нескольких химических элементов по толщине заготовок.

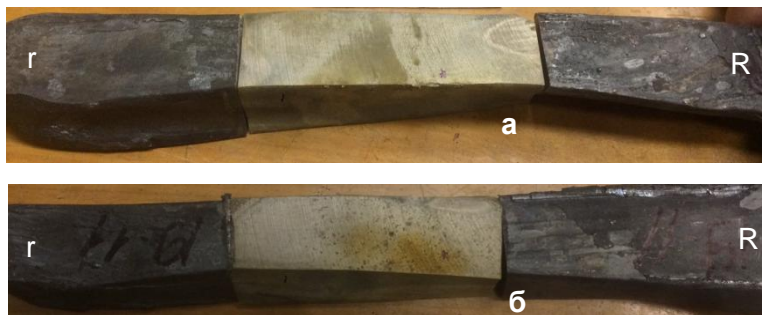


Рис. 1. Осевые поперечные пробы из непрерывнолитого сляба с мягким обжатием (а) и без обжата (б): г, R – верхняя и нижняя стороны

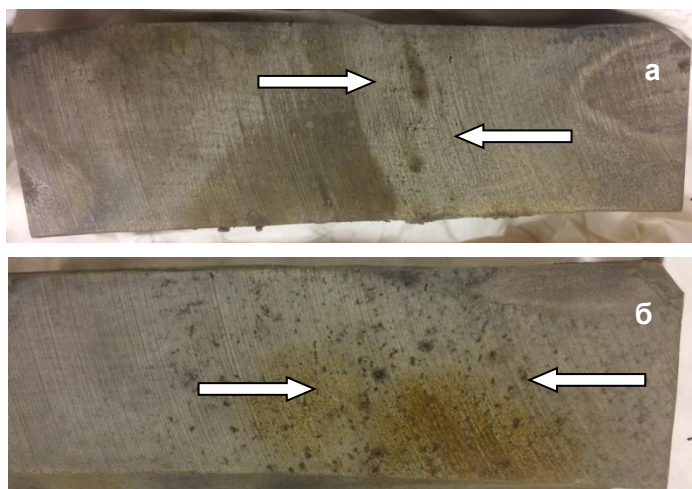


Рис. 2. Вид участков повышенной растравимости в осевой части слябов с мягким обжатием (а) и без обжата (б)

На рис. 3–4 вертикальными пунктирными линиями показано положение верхнего фронта кристаллизации на момент начала и конца осуществления мягкого обжатия отливаемой заготовки. Эти данные получены расчетным путем по формуле [9]

$$\xi = \kappa_3 \sqrt{\frac{l}{w}},$$

где ξ – толщина слоя затвердевшего металла в момент начала или конца мягкого обжатия, мм;

κ_3 – коэффициент затвердевания стали, мм/мин^{0,5};

l – расстояние от зеркала жидкого металла в кристаллизаторе МНЛЗ до входа в 12-й сегмент или до выхода из 13-го сегмента, м;

w – скорость вытягивания сляба из кристаллизатора, м/мин.

При проведении расчетов коэффициент затвердевания трубной стали был принят равным 24,5 мм/мин^{0,5}.

Анализ рис. 3–4 показывает, что ширина зоны с повышенным содержанием примесей в результате мягкого обжатия сляба сокращается как минимум вдвое. Цифровые значения, характеризующие ширину этих зон на рисунках являются достаточно приближительными, так как состав металла изучался в определенных точках с шагом, величина которого лимитировалась возможностями работы спектрометра.

Расположение вертикальной пунктирной линии 1 относительно кривых изменения содержания примесей в слябе с внешним воздействием свидетельствует о том, что именно после начала мягкого обжатия стала формироваться осевая зона химической неоднородности заготовки. При этом середина этой зоны находится несколько выше геометрического центра сляба – на расстоянии 48,6 % от верхнего края заготовки.

В работе были рассчитаны значения степени зональной химической неоднородности различных элементов. Ниже приводятся максимальные значения данного параметра (%):

Элемент	C	Si	Mn	S	P	Ti	Nb	N	Al
С обжатием	22	4	12	60	80	40	20	48	7
Без обжатия	16	13	7	59	36	48	26	59	15

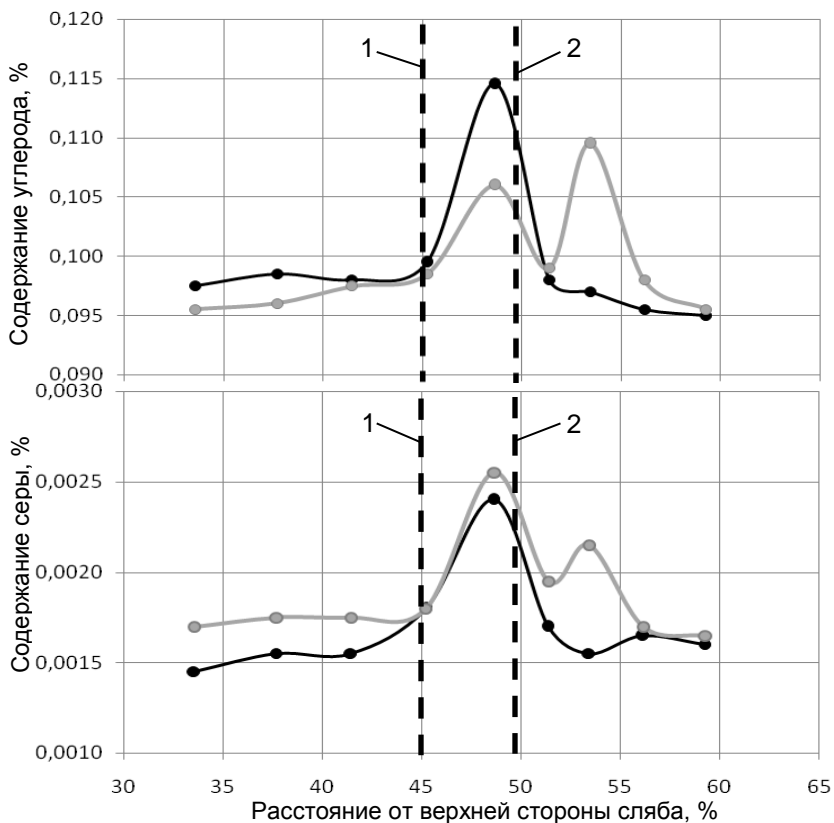


Рис. 3. Изменение содержания углерода и серы по толщине слябов, отлитых с мягким обжатием (—) и без обжатия (---): положение верхнего фронта кристаллизации (---) в момент начала (1) и конца (2) приложения мягкого обжатия

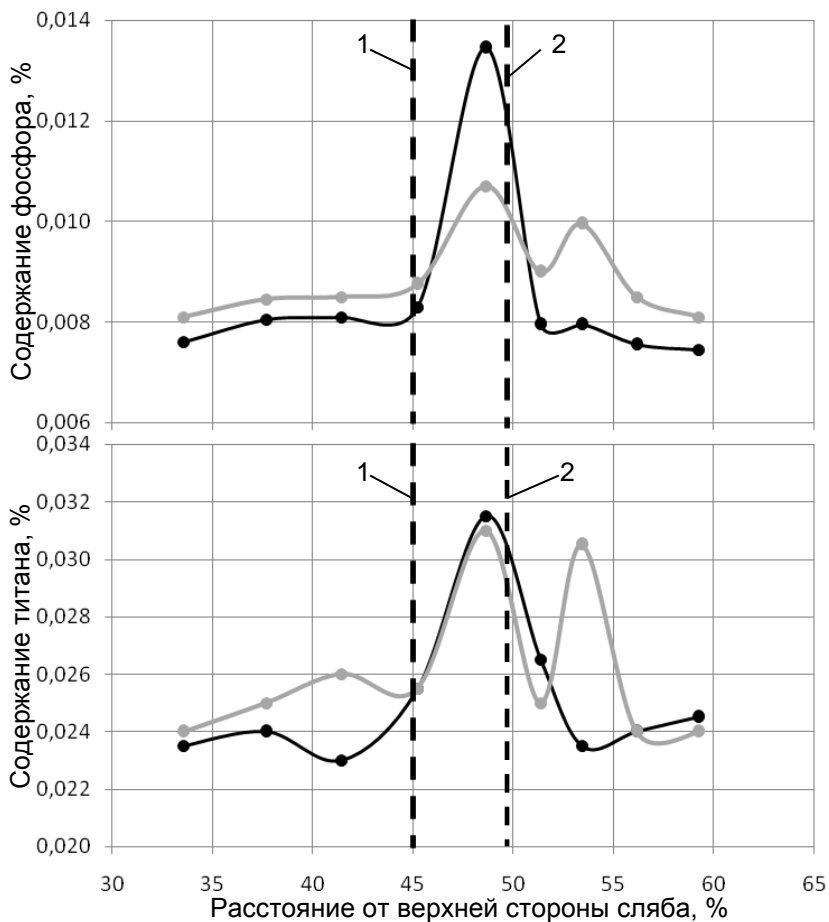


Рис. 4. Изменение содержания фосфора и титана по толщине слэбов, отлитых с мягким обжатием (—) и без обжатия (---): положение верхнего фронта кристаллизации (---): в момент начала (1) и конца (2) приложения мягкого обжатия

Сравнение представленных данных показывает, что металл с обжатием имел большую неоднородность по углероду, марганцу и особенно по фосфору, меньшую – по кремнию, титану, ниобию, азоту и алюминию, чем металл без обжатия. По сере значения

практически не различались. То есть четко выраженной тенденции обнаружено не было.

По увеличению склонности к зональной химической неоднородности слябовой заготовки из трубной стали рассмотренные химические элементы можно расположить в следующем порядке: кремний, марганец, алюминий, углерод, ниобий, титан, азот, фосфор, сера.

Таким образом, в результате проведенных исследований удалось установить, что мягкое обжатие слябовой непрерывнолитой заготовки из трубной стали позволяет существенно уменьшить ширину осевой зоны химической неоднородности, при этом центр зоны располагается несколько выше геометрического центра отлитой заготовки.

Список литературы

1. Мошкунов В.В., Столяров А.М. Применение мягкого обжатия непрерывнолитого сляба на криволинейной МНЛЗ с вертикальным участком // Теория и технология металлургического производства: Межрегион. сб. науч. тр. – Вып. 10. – Магнитогорск: ГОУ ВПО «МГТУ». 2010. – С. 57–62.
2. Столяров А.М., Мошкунов В.В., Казаков А.С. Мягкое обжатие слябов при разливке трубной стали на криволинейной МНЛЗ с вертикальным участком. – Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2012. – 116 с.
3. Опыт эксплуатации новой одноручьевой слябовой МНЛЗ с вертикальным участком / С.В. Прохоров, Б.А. Сарычев, А.С. Казаков, В.В. Мошкунов, А.М. Столяров // Сталь. – 2012. – №7. – С. 9-11.
4. Колесников Ю.А., Буданов Б.А., Столяров А.М. Металлургические технологии в высокопроизводительном конвертерном цехе: учеб. пособие. – Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2015. – 379 с.
5. Мошкунов В.В., Столяров А.М. Снижение осевой химической неоднородности трубной стали в результате мягкого обжатия непрерывнолитого сляба // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. – 2012. – №2 (38). – С. 24–25.
6. Мошкунов В.В., Столяров А.М. Влияние мягкого обжатия на макроструктуру слябовой непрерывнолитой заготовки из трубной стали // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. – 2012. – №4 (40). – С. 45–47.

7. Еланский Г.Н. Разливка и кристаллизация стали. – М.: МГВМИ, 2010. – 192 с.
8. Паршин В.М., Буланов Л.В. Непрерывная разливка стали. – Липецк: ОАО «НЛМК», 2011. – 221 с.
9. Столяров А.М., Селиванов В.Н. Технологические расчеты по непрерывной разливке стали: учеб. пособие. – Магнитогорск: ГОУ ВПО «МГТУ», 2011. – 67 с.

УДК 621.74

К.Н. Вдовин, А.А. Нефедьев, А.А. Ахметова

Магнитогорский государственный технический университет
им. Г.И. Носова

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ НАГРЕВЕ ЛЕГИРОВАННОЙ ВЫСОКОМАРГАНЦЕВОЙ СТАЛИ

Исследование выполнено в рамках гранта Российского научного фонда (проект №15-19-10020)

Высокомарганцевую сталь Гадфильда используют для изготовления отливок, работающих в условиях высоких контактных и динамических нагрузок. Она обладает комплексом свойств и способна сопротивляться ударно-абразивному износу [1 - 3]. Это становится возможным благодаря ее структуре, состоящей из аустенита [4]. Однако в структуре литой высокомарганцевой стали присутствует также вторичная фаза, играющая негативную роль. Выделяясь по границам зерен сплошной сеткой, она охрупчивает сталь, что приводит к преждевременному выходу из строя деталей, изготовленных из нее [5–8].

Для устранения этого дефекта структуры литую высокомарганцевую сталь закаливают. При этом температура закалки традиционно выбирается в пределах 1100–1150 °С [9]. В литературе освещен опыт снижения температуры нагрева под закалку. Авторами [10] проделана работа по корректировке значения температуры нагрева, исходя из диаграммы Fe-Mn-C. Помимо этого в работе учтен тот факт, что отливки перед закалкой в воду подстуживаются на 60–70 °С, что связано с технологическим процессом.

Представленные исследования выполнены для стали Гадфильда с химическим составом соответствующим ГОСТ 977-88. Однако в настоящее время известен опыт производства дополнительно легированной стали Гадфильда [11]. Поэтому актуальным является определение значения температуры под закалку комплексно-легированных высокомарганцевых сталей.

Целью этой работы является определение температуры, при которой происходит растворение всей избыточной фазы, методом дифференциально-сканирующей калориметрии для легированной стали Гадфильда.

Методика эксперимента

Экспериментальные сплавы для изучения выплавляли в индукционной печи ИСТ-006 с основной футеровкой. В результате было получено пять образцов стали Гадфильда с различным химическим составом, представленным в таблице.

Сплав № 1 легирован азотированным феррохромом, № 2 – лигатурой Ti-Ca-N; № 3 – феррованадием; № 4 – лигатурой Ti-B; № 5 – стандартный химический состав для стали Гадфильда.

Химический состав исследуемых образцов

Номер сплава	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ti	V	B
1	0,995	0,89	11,55	0,035	0,034	1,9*	0,0115	0,022	0,0035
2	0,97	0,88	11,90	0,040	0,037	0,77	0,085*	0,026	0,0032
3	1,00	0,69	11,35	0,034	0,032	0,77	0,0105	0,29*	0,0030
4	1,01	0,78	11,90	0,038	0,036	0,81	0,039*	0,022	0,006*
5	1,21	0,89	11,60	0,035	0,037	0,82	0,0100	0,018	0,0037

* Легирующий элемент.

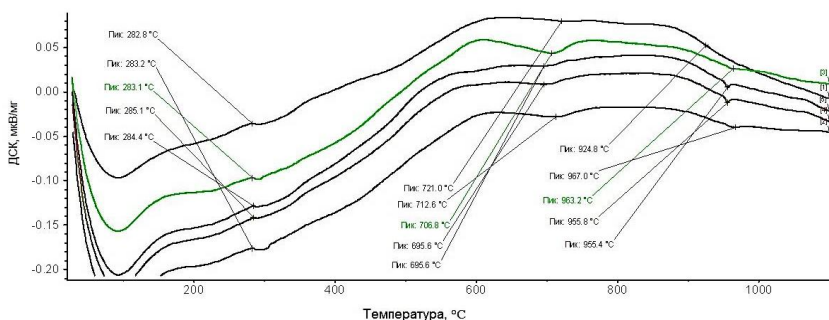
Дифференциальная сканирующая калориметрия (ДСК) проведена на приборе фирмы NETZSCH, модель Jupiter 449 F3. Анализ проводился в инертной атмосфере, скорость нагрева составляла 10 °С/мин.

Полученные результаты

После проведения серии экспериментов были получены пять ДСК-кривых, совмещенных для удобства на одном графике (см. рисунок).

На всех ДСК – кривых наблюдали 3 пика, соответствующих разным фазовым превращениям. Первая экзотермическая реакция

при температуре 283–285 °С связана с выделением из пересыщенного аустенита избыточных карбидов, что соответствует литературным данным [12]. Вторая и третья реакция – эндотермические, соответствующие растворению. Согласно ранее проведенным исследованиям [13] в литой структуре стали Гадфильда присутствуют два вида избыточной фазы. Первый – фосфидная эвтектика, второй – легированный марганцем цементит. Исходя из этого можно сделать вывод, что легированный цементит растворяется при температуре 695–721 °С, а фосфидная эвтектика – при температуре 924–967 °С.



ДСК-кривые, полученные при нагреве исследуемых сталей

Обсуждение результатов

Согласно данным, представленным в работе [10], для сплавов 1–4, исследуемых в настоящей работе, в которых содержание углерода $\approx 1,0\%$, температура нагрева под закалку должна составлять 900 °С, а для сплава № 5 (содержание углерода 1,2 %) – 1000 °С. Однако анализ ДСК говорит о том, что температура, при которой растворяется фосфидная эвтектика (третий эндотермический пик), практически не отличается. Поэтому нагрев этих сплавов до температуры 970 °С является достаточным для полного растворения избыточной фазы, выделившейся по границам зерен аустенита. В работе [10] это также подтверждено тем, что нагрев опытных образцов до температуры 900 °С оказался недостаточным для полного растворения избыточной фазы в структуре стали Гадфильда. Хотя авторы связали это с обратным выделением при подстуживании отливок перед закалкой на 60–70 °С. Закалка с температуры 970 °С приводит к формированию структуры, состоящей только из аустенита.

Коллектив авторов настоящей работы связывает это с тем, что нагрев именно до температуры 970°C привел к полному растворению избыточной фазы, чего не произошло при нагреве до 900°C. А подстуживание в течение 11–14 с не способно вызвать обратное выделение избыточной фазы, что будет исследовано в последующих работах, где будет рассмотрено охлаждение сплава после нагрева и выдержки.

Выводы

При назначении температуры под закалку стали Гадфильда необходимо учитывать температуры растворения всех видов избыточных фаз, что показал метод дифференциально-сканирующей калориметрии.

Для стали Гадфильда по ГОСТ 977-88, а также дополнительно легированной температура под закалку может быть снижена до значения 970–1000 °С.

Список литературы

1. Вдовин К.Н., Горленко Д.А., Феоктистов Н.А. Влияние энергии дефекта упаковки на абразивную износостойкость отливок из стали Fe – 12Mn – 1,2C, охлажденных с различными скоростями // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2016. – Т. 59. – № 9. – С. 603-609.
2. Изучение качественных параметров литой структуры отливки «Зуб ковша экскаватора» / К.Н. Вдовин, Н.А. Феоктистов, Д.А. Горленко, И.Б. Хренов, Д.А. Дерябин // Современные проблемы горно-металлургического комплекса. Наука и производство: материалы Двенадцатой Всероссийской научно-практической конференции с международным участием. – Старый Оскол, 2015. – С. 60-65.
3. Изучение влияния скорости охлаждения на механические и эксплуатационные свойства стали 110Г13Л / К.Н. Вдовин, Н.А. Феоктистов, Д.А. Горленко, И.Б. Хренов, Д.А. Дерябин // Литейщик России. – 2015. – № 12. – С. 23-24.
4. Исследование влияния скорости охлаждения при кристаллизации на размер аустенитного зерна литой стали 110Г13Л / К.Н. Вдовин, Д.А. Горленко, О.А. Никитенко, Н.А. Феоктистов // Международный научно-исследовательский журнал. – 2015. – № 10-2 (41). – С. 28-31.
5. Выплавка высокомарганцовистой стали в дуговой сталеплавильной печи. Внепечная обработка. Сообщение 2 / К.Н. Вдовин, Н.А. Феоктистов, Е.В. Синицкий, Д.А. Горленко, Н.А. Дуров // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2016. – Т. 59. – № 1. – С. 23-28.

6. Вдовин К.Н., Горленко Д.А., Феоктистов Н.А. Исследование влияния скорости охлаждения в интервале выделения избыточных фаз на литую микроструктуру стали Гадфильда // *Металлургия: технологии, инновации, качество / под общ. ред. Е.В. Протопопова.* – Новокузнецк, 2015. – С. 125-129.
7. Технологические особенности внепечной обработки стали марки 110Г13Л / К.Н. Вдовин, Н.А. Феоктистов, Д.А. Горленко, Ш.М. Хабибуллин // *Прогрессивные литейные технологии.* – М., 2015. – С. 225-227.
8. Выплавка высокомарганцевистой стали в дуговой сталеплавильной печи. Технология. Сообщение 1 / Вдовин К.Н., Феоктистов Н.А., Синицкий Е.В., Горленко Д.А., Дуров Н.А. // *Изв. вузов. Черная металлургия.* – 2015. – Т. 58. – № 10. – С. 735-739.
9. Давыдов Н.Г., Благих Б.М., Бигеев А.М. К вопросу повышения качества отливок из высокомарганцевой стали 110Г13Л. – Томск: ТГУ, 1972. – 139 с.
10. Чуманов И.В., Порсев М.А. О влиянии химического состава металла на режим термической обработки отливок из стали марки 110Г13Л // *Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Металлургия.* – 2012. – № 39 (298). – С. 59–63.
11. Влияние легирования хромом на характеристики карбидной фазы литой высокомарганцевой стали / К.Н. Вдовин, Н.А. Феоктистов, Д.А. Горленко, А.А. Нефедьев, А.А. Ахметова // *Технические науки в мире: от теории к практике: сб. науч. трудов по итогам международной научно-практической конференции.* – Ростов-на-Дону, 2016. – С. 51-58.
12. Давыдов, Н.Г. Высокомарганцевая сталь. – М.: Металлургия, 1979. – 196 с.
13. Вдовин К.Н., Горленко Д.А., Феоктистов Н.А. Исследование закономерностей формирования, морфологии и химического состава избыточной фазы в литой высокомарганцевистой стали // *Изв. вузов. Черная металлургия.* – 2016. – Т. 59. – № 7. – С. 491-497.

Раздел 3

ТЕХНОЛОГИЯ ЛИТЕЙНОЙ ФОРМЫ

УДК 621.74

В.Н. Дьячков, К.В. Никитин, А.Ю. Баринов

Самарский государственный технический университет

**ЭФФЕКТИВНАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ
КЕРАМИЧЕСКИХ ФОРМ НА ОСНОВЕ ПЛАВЛЕНОГО КВАРЦА
ДЛЯ ЛИТЬЯ ПО ВЫПЛАВЛЯЕМЫМ МОДЕЛЯМ**

Актуальность литья по выплавляемым моделям (ЛВМ) обусловлена тем, что с помощью данного способа можно получать отливки сложнейшей конфигурации, с минимальными припусками на механическую обработку, с высокой размерной точностью и высокой чистотой поверхности практически из любых сплавов.

Однако широкое применение ЛВМ сдерживается высокой трудоемкостью, материалоемкостью, и длительностью технологического процесса.

Применение традиционного огнеупорного наполнителя в виде кристаллического кварца для изготовления огнеупорных керамических форм (ОКФ) не отвечает современным требованиям, предъявляемым к отливкам ответственного назначения, по следующим основным причинам:

– высокий коэффициент теплового линейного расширения ($13,7 \times 10^{-6} \text{ } 1/^\circ\text{C}$) кристаллического кварца не обеспечивает требуемой геометрической точности будущей отливки;

– длительность и энергоемкость операции прокаливания огнеупорных форм для подготовки их к заливке;

– необходимость использования опорного наполнителя при заливке ОКФ.

Указанные недостатки могут быть устранены путем замены кристаллического кварца на плавленный кварц, который характеризуется минимальным коэффициентом теплового линейного расширения ($\sim 0,5 \times 10^{-6} \text{ } 1/^\circ\text{C}$). Однако в этом случае возникает необходимость применения дорогостоящего и энергоемкого оборудования

(бойлерклав) для выплавления восковых моделей из ОКФ. Бойлерклав используется с целью предотвращения растрескивания огнеупорной керамической формы на основе плавленного кварца при проведении операции выплавления воскового модельного состава.

В Центре литейных технологий кафедры «Литейные и высокоэффективные технологии» СамГТУ разработана эффективная технология подготовки ОКФ из плавленного кварца к операции выплавления модельного состава. Разработанная и запатентованная технология обеспечивает целостность ОКФ при выплавлении модельных составов без применения бойлерклава.

Суть технологии заключается в принудительном создании минимального зазора между восковой моделью и огнеупорной керамической формой. Зазор формируется за счет того, что восковой модельный состав имеет линейную усадку, в процессе его охлаждения, намного больше по сравнению с линейной усадкой ОКФ из плавленного кварца. Соответственно для формирования требуемого зазора необходимо охладить систему «выплавляемая модель-огнеупорная керамическая форма» на определенную величину относительно ее текущей температуры. Величина охлаждения зависит от следующих основных факторов:

- тип модельного состава;
- габариты модели отливки с литниково-питающей системой;
- приведенная толщина стенки модели отливки.

Охлаждение может производиться на воздухе или в воде при температуре, обеспечивающей требуемое (на 5–20°C) охлаждение системы «выплавляемая модель-огнеупорная керамическая форма». После охлаждения система «выплавляемая модель-огнеупорная керамическая форма» подвергается выплавлению воскового модельного состава без применения бойлерклава в любом доступном теплоносителе (горячая 95–100 °C вода, горячий водяной пар и т.д.).

Физическая модель технологии представлена на рис. 1. Следует отметить, что ОКФ из плавленного кварца после выплавления модельного состава и прокалики могут заливаться металлическим расплавом без опорного наполнителя (рис. 2).

Зapatентованная технология прошла успешную апробацию в производственных условиях ООО ПКФ «Вершина» (г. Самара) при получении отливок ответственного назначения из стали марок 40ХЛ (ГОСТ 977-880) и 35ХГСЛ (ОСТ 1 90093-82).

* Пат. 2509622 РФ. Способ изготовления оболочковой огнеупорной формы / Дьячков В.Н., Парамонов А.М.

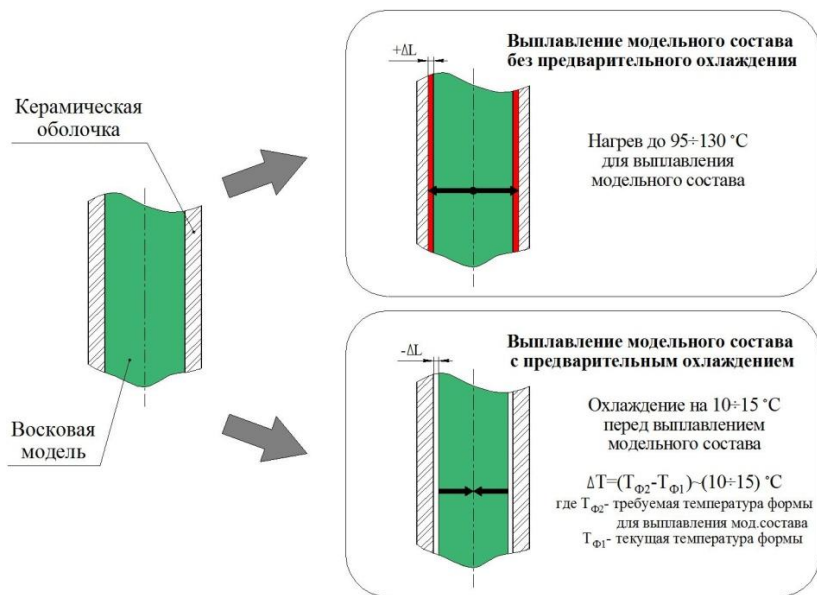


Рис. 1. Физическая модель взаимодействия в системе «выплавляемая модель-огнеупорная керамическая форма» перед выплавлением модельного состава

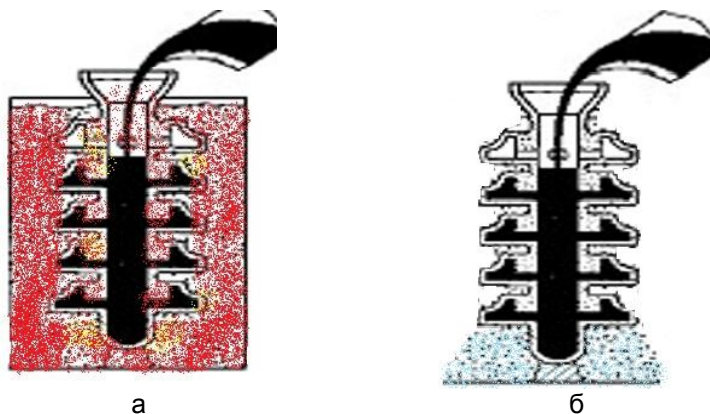


Рис. 2. Условия заливки в ОКФ из разных огнеупорных наполнителей: а – кристаллический кварц, температура формы 700–850 °С, опорный наполнитель; б – плавный кварц, температура формы 20–850 °С, без опорного наполнителя

В таблице представлено сравнение эффективности технологий литья по выплавляемым моделям в ОКФ из кристаллического и плавленного кварца на примере отливок «Вал» из стали 40ХЛ.

Сравнение стоимости изготовления огнеупорной керамической формы для получения стальной отливки «Вал» из разных видов огнеупорного материала ОКФ

Вид огнеупорного материала ОКФ	Суммарная зарплата по операциям, руб./отливка	Стоимость огнеупорного материала, руб./отливка	Стоимость электроэнергии для прокалики форм, руб./отливка	Коэффициент, учитывающий потери от брака форм	Стоимость огнеупорной формы, руб./шт.
Кристаллический кварц	93	7	9	1,27	138
Плавленный кварц	68	53	1,5	1,05	129

Из приведенных данных видно, что, несмотря на более высокую стоимость плавленного кварца, внедрение запатентованной технологии позволяет снизить себестоимость ОКФ, изготовленных с применением плавленного кварца, на 7%. При этом производительность прокалочного оборудования повышается в 6 раз, а брак отливок снижается с 16 до 4%.

Внедрение описанной эффективной запатентованной технологии для изготовления ОКФ и технологии выплавления модельного состава из них способствовало снижению брака отливок «Корпус» из стали 35ХГСЛ с 43 до 6%.

УДК 621.74

Т.Д. Комарова, Б.М. Немененок

Белорусский национальный технический университет, г. Минск

ПРОТИВОПРИГАРНЫЕ КРАСКИ С АЛЮМИНАТОМ НАТРИЯ

Товарный вид отливок и их конкурентоспособность во многом определяются внешним видом и чистотой поверхности. Наиболее распространенным дефектом поверхности литых изделий является пригар. Для исправления данного дефекта требуются значительные трудозатраты, поэтому для предупреждения образования пригара на поверхности стальных и чугуновых отливок используют окрашивание стержней и сухих форм специальными противопопригарными красками. Составы литейных красок отличаются многообразием, и их выбор определяется типом заливаемого сплава и технологией изготовления отливок.

Анализ научной и технической литературы показывает, что в качестве связующих для литейных красок чаще всего используют лигносульфонат и жидкое стекло, а в роли наполнителя – молотый кварцевый песок, дистенсиллиманит ($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$), циркон (ZrSiO_4) и корунд ($\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$) [1]. В последнее время появились работы по использованию алюмината натрия в составе противопопригарных красок [2]. Общими для всех красок являются требования по противопопригарности и прочности. Прочность при низкой температуре должна быть достаточной, чтобы предотвратить осыпание краски при технологических операциях, а при высокой исключить растрескивание и размывание её струёй заливаемого металла.

Общепринятой считается методика определения прочности противопопригарной краски путем замера количества песка, необходимого для снятия слоя краски с поверхности стекла. Несмотря на свою распространенность, эта методика имеет ряд недостатков. Фактически при испытании определяется износостойкость краски, кроме того, для определения прочности краски при нагревании до высоких температур необходимо использовать плоские, термостойкие кварцевые стекла или другие материалы, выдерживающие высокие температуры. Определенные трудности возникают и в связи с необходимостью обеспечения постоянной толщины покрытия для сравнения красок различного состава.

Для минеральных материалов имеется зависимость между твердостью и износостойкостью, а высушенные краски представляют собой минеральные материалы, состоящие из термостойкого наполнителя и связующего. Износостойкость (прочность) красок связана, в основном, с количеством связующего при низких температурах, а при высоких – со спекаемостью или количеством минерального высокотемпературного связующего. Поэтому прочность красок предлагается оценивать по величине твердости покрытия. Данное свойство краски определяли путем вдавливания в испытываемую поверхность конуса из твердосплавного материала. По величине отпечатка судили о твердости краски. В качестве подложки, на которую наносили слой краски, использовали алундовые лодочки, которые применяются при определении углерода и серы методом автоматического кулонометрического титрования. Испытания проводили после сушки или нагрева до заданной температуры с целью изучения превращений в покрытии при заливке расплава.

Прибор для измерения твердости красок представлен на рис. 1.

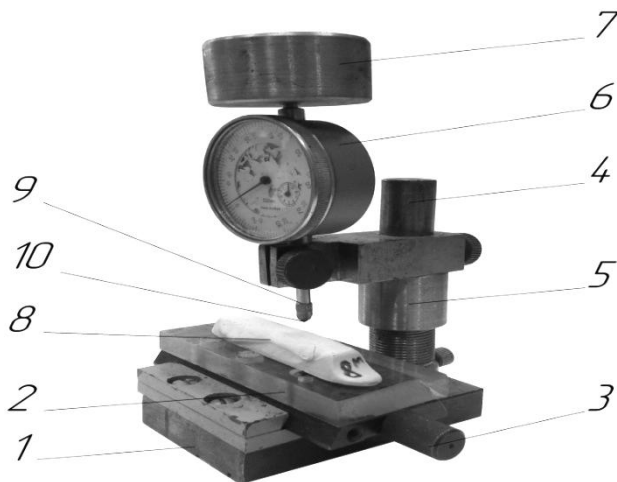


Рис. 1. Прибор для измерения твердости красок:
1 – основание; 2 – рабочий стол; 3 – винт; 4 – штатив;
5 – винтовая втулка; 6 – индикатор со шкалой; 7 – груз;
8 – лодочка с образцом краски; 9 – индентор;
10 – конус из твердосплавного материала

Прибор состоит из основания 1, на котором расположен рабочий стол 2, перемещаемый при необходимости с помощью винта 3. На вертикальном штативе 4 находится винтовая втулка 5, с помощью которой регулируется положение индикатора со шкалой 6. На шток индикатора помещается сменный груз 7. Лодочка 8, с нанесенной на обратной стороне доньшка краской, устанавливается на рабочем столе. Индентор 9 с конусом из твердосплавного материала 10, заточенного под угол 136° , опускается на испытуемую поверхность и с незначительным усилием пружины упирается в краску. После чего на шток устанавливается груз и конус проникает в краску. К моменту окончания испытаний груз снимается, конус поднимается вверх. Величина отпечатка определяется с помощью бинокулярного микроскопа при увеличении $\times 60$. С целью четкой фиксации краев образовавшегося при испытании отпечатка перед проведением замера поверхность конуса натирается графитом.

Для проверки стабильности результатов измерений на поверхность трех лодочек наносили краску на основе дистенсиллиманита с добавкой лигносульфоната в качестве связующего. Установлено, что нагрев приводит к снижению твердости за счет выгорания связующего (краска легко осыпается). Нагрев и выдержка при 1300°C способствует спеканию краски и увеличению её твердости. Предельные отклонения от среднего значения из 5 замеров твердости составили $\pm 4\%$. Так как прибор сделан на базе микрометра, наличие циферблата позволяет в качестве одного из вариантов оценки прочности краски выбрать (подобно методу Роквелла) глубину проникновения индентора в краску.

Предложенный метод замера прочности краски по её твердости использовали при сравнении прочности красок различных производителей, а также для изучения прочности красок при повышенных температурах.

При сравнительной оценке огнеупорных наполнителей установлено, что Al_2O_3 , полученный осаждением из раствора, не имеет прочности, а циркон является дорогим и радиоактивным материалом, поэтому дальнейшие исследования были сосредоточены на противопожарных красках с дистенсиллиманитом. В качестве связующего в составе красок использовали лигносульфонат, жидкое стекло и алюминат натрия. Связующее (лигносульфонат и жидкое стекло) добавляли в краску в количестве принятом на литейных предприятиях. Добавку алюмината натрия в состав красок устанавливали экспериментальным путем. В качестве критерия оценки красок использовали твердость (прочность) после нагрева до 110 , 400 , 750 и 1300°C . Результаты исследования представлены на рис. 2.

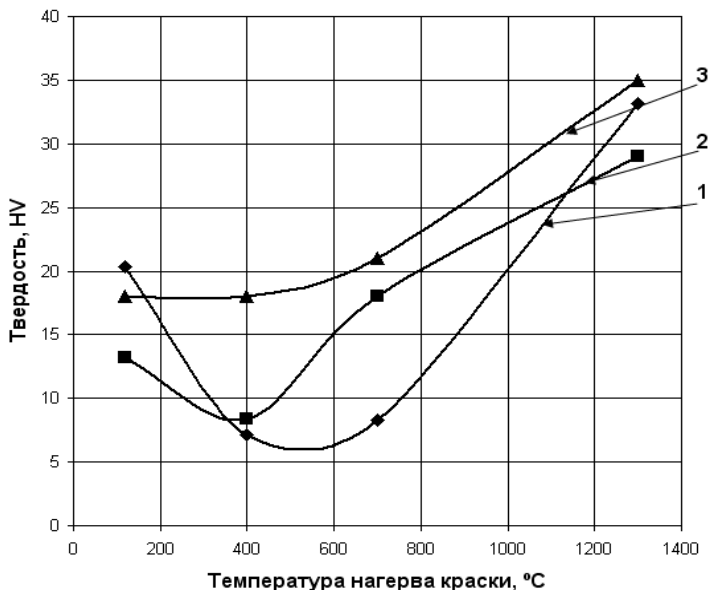


Рис. 2. Влияние вида связующего и температуры нагрева краски на её твердость:

1 – жидкое стекло; 2 – лигносульфонат; 3 – алюминат натрия

Потеря прочности краски на основе лигносульфоната после нагревания свыше 400 °C связано с деструкцией органического связующего. Разупрочнение краски с жидким стеклом связано с растрескиванием отвердевшего жидкого стекла. Алюминат натрия, в отличие от других связующих, обеспечивает стабильное значение прочности в пределах исследованных температур. Сопоставимо высокие значения прочности после нагревания красок до 1300 °C, очевидно, связаны со спеканием кромок частиц дистенсиллиманиа и образованием мостов между ними. Для проверки данной гипотезы исследовали структуру и твердость краски с лигносульфонатом после выдержки образцов в течение 10 мин при температурах 1300 и 1450 °C. Повышение температуры нагрева привело к увеличению её твердости соответственно до 35 HV и 45 HV. При этом в изломе образцов краски отчетливо наблюдалось наличие мостов при 1300 °C и оплавление пластин при 1450 °C (рис. 3).

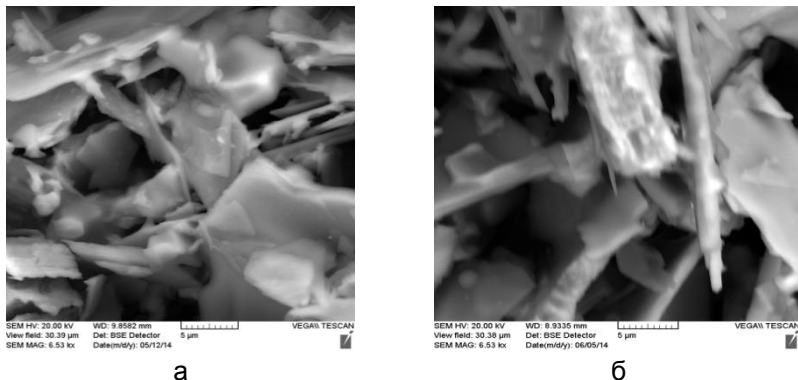


Рис. 3. Изломы красок с лигносульфонатом после нагрева до 1300 °С (а) и 1450 °С (б)

Учитывая полученные положительные результаты на красках с алюминатом натрия и дистенсиллиманитом, представляло интерес исследовать данное связующее совместно с другими наполнителями (маршалитом, цирконом и корундом), т.к. в литературе такие сведения отсутствуют. Следует отметить, что добавка алюмината натрия в маршалит приводила к коагуляции краски, вследствие чего сделан вывод о нецелесообразности его использования для красок, содержащих SiO_2 в качестве наполнителя. Результаты определения твердости с разными наполнителями после нагревания их до температуры 130–1300 °С приведены в таблице.

Зависимость твердости красок от их состава и температуры нагрева

Состав, %	Твердость (HV) после нагревания до температуры, °С			
	130	400	900	1300
Циркон (ZrSiO_4) – 50 Глина – 1 NaAlO_2 – 5	32	39	46	150
Корунд (Al_2O_3) – 50 Глина – 1 NaAlO_2 – 5	8,7	12,1	-	-
Дистенсиллиманит ($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$) – 50 Глина – 1 NaAlO_2 – 5	17	21	31	54

Как следует из таблицы, наилучшие результаты получены в случае применения $ZrSiO_4$ в качестве наполнителя. Краска на основе $\alpha - Al_2O_3$ отслаивалась от фарфоровой лодочки, растрескивалась, в результате чего не удалось получить стабильных результатов. Это отнюдь не свидетельствует о невозможности её использования для других подложек. Результаты исследования структуры красок с различными наполнителями показали, что в случае использования $\alpha - Al_2O_3$ не наблюдается образование мостов между частицами после нагрева до $1300\text{ }^\circ\text{C}$ (рис. 4), а в случае применения дистенсиллиманиита и циркона такие мосты образуются. На рис. 4, б и в стрелками отмечены мосты между частицами в красках на основе $Al_2O_3 \cdot SiO_2$ и $ZrSiO_4$.

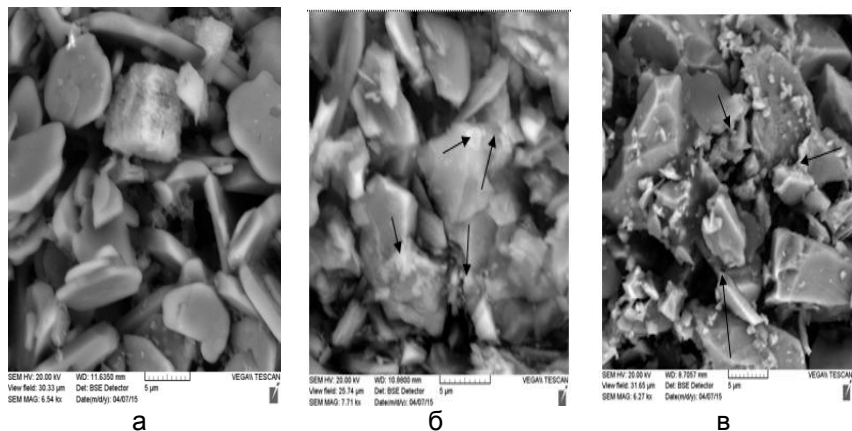


Рис. 4. Структура краски на основе Al_2O_3 (а), $Al_2O_3 \cdot SiO_2$ (б), $ZrSiO_4$ (в) после выдержки при $1300\text{ }^\circ\text{C}$

Перспектива использования раствора $NaAlO_2$ может заключаться и в добавке этого вещества в состав красок на основе дистенсиллиманиита, в которых связующим является лигносульфонат. Идея заключается в том, что алюминат натрия способен обеспечить прочность связи между зернами наполнителя после деструкции при температуре свыше $300\text{ }^\circ\text{C}$ основного связующего. Такой вариант проверили на двух производственных красках: ОАО «Солигорский завод «Универсал Лит» и ОАО «Минский тракторный завод». Добавка к исходной краске на основе органического связующего алюмината натрия позволила повысить ее прочность при высоких температурах и стабилизировать значение прочности.

Проведение нескольких серий экспериментов позволило определить технологические особенности алюмината натрия как связующего. В ходе первой серии сравнивали влияние времени выдержки краски на основе дистенсиллиманита после нанесения её на керамическую поверхность. Краска содержала 6 % алюмината натрия и 1 % глины. Для сравнения приготовили такую же краску с 6 % жидкого стекла. После нанесения краски образцы сушили при 150°C в течение 2 ч, а часть образцов выдерживали на воздухе разное время после нанесения краски с интервалом в одни сутки. После выдержки образцы сушили и измеряли твердость. Результаты замеров приведены на рис. 5, из которого следует, что выдержка в течение 1–2 суток положительно сказывается на прочности краски. В дальнейшем прочность падает примерно на 10 ед. и стабилизируется на уровне 50 HV.

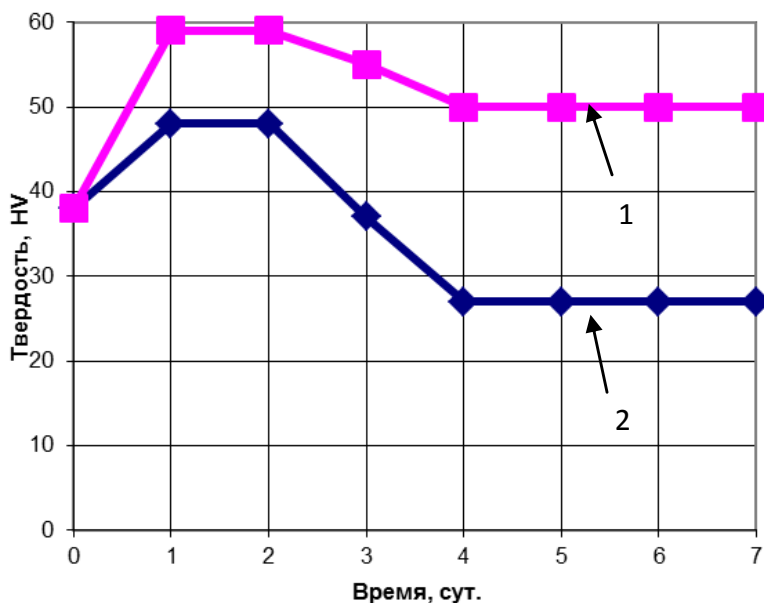


Рис. 5. Влияние времени выдержки нанесенного слоя краски с 6 % алюмината натрия (1) и 6 % жидкого стекла (2) на ее твердость после сушки при 150°C

Прочностные свойства краски на алюминате натрия выше по сравнению с краской на жидком стекле и не зависят от времени выдержки после нанесения её перед сушкой.

В ходе второй серии экспериментов оценивали влияние времени хранения приготовленного раствора алюмината натрия и полученной на его основе краски на прочность покрытия. Условия приготовления, нанесения краски и ее состав аналогичны приведенным выше. Результаты по замеру прочности представлены на рис. 6, из которого следует, что хранение раствора алюмината натрия в течение шести суток не сказалось на свойствах краски, в то время как хранение приготовленной краски существенно улучшило ее свойства – твердость повышалась по мере выдержки до 4 сут, а затем оставалась неизменной.

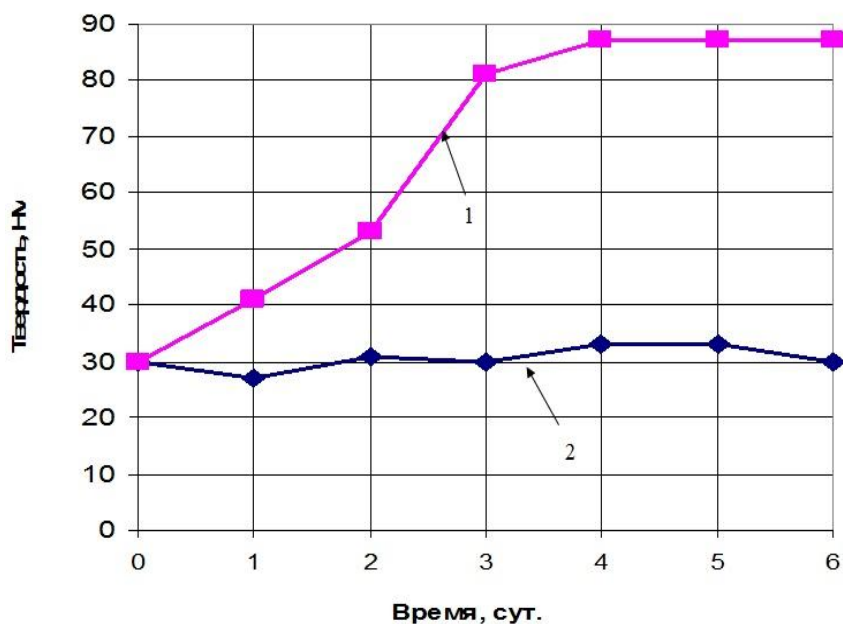


Рис. 6. Влияние времени хранения раствора алюмината натрия (1) и краски (2) на твердость краски после сушки при 180 °С

Такое влияние выдержки связано с взаимодействием связующего $[\text{NaOH} \cdot \text{Al}(\text{OH})_3]$ с дистенсиллиманитом ($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$), в результате которого укрепляются связи наполнителя со связующим. Анализ полученных результатов свидетельствует о том, что алюминат натрия, как связующее, вполне технологичен и возможно его длительное хранение, а выдержка приготовленной краски улучшает ее показатели. Проверку возможности замены жидкого стекла

алюминатом натрия в качестве связующего для последнего пятого слоя форм при литье по выплавляемым моделям осуществляли в цехе точного стального литья МТЗ, для чего приготовили краску на основе маршалита с 6 % алюмината натрия. Изготовили 5 форм с моделями образцов для испытания прочности краски после прокали. Из пяти форм в двух связующим было жидкое стекло, а в трех – алюминат натрия.

Оболочки после прокали испытывали по стандартной методике на прочность. Среднее значение прочности оболочки на жидком стекле составило 32 кгс/см^2 , а на алюминате натрия – 44 кгс/см^2 .

Проверку возможности улучшить свойства краски на основе органического связующего за счет добавки в нее алюмината натрия проводили в цехе серого чугуна №2 МТЗ, для чего в краску «Hudro» фирмы Фуртенбах добавили 2 % пятидесятипроцентного раствора алюмината натрия, что сопровождалось повышением вязкости краски. Для ее снижения в краску добавляли воду. Окраска из пульверизатора полученным составом краски стержней для отливки «Корпус муфты сцепления» массой 104 кг показала, что поверхность отливки стала чище по сравнению с применяемой технологией. Таким образом, алюминат натрия может быть использован в составе противопопригарных покрытий как в качестве основного связующего, так и для усиления связующих органического происхождения.

Обработанные результаты анализа трех образцов дериватограмм (дистенсиллиманит, дистенсиллиманит с 6% жидкого стекла, дистенсиллиманит с 6 % алюмината натрия) показали, что плавление $\text{Na}_2\text{O}\cdot\text{SiO}_2$ в краске на жидком стекле начинается на 74°C раньше, чем на алюминате натрия, что и оказывает влияние на прочность краски в интервале $800\text{-}900^\circ\text{C}$. Переход $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ в $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ в дистенсиллиманите происходит при температуре $989,6^\circ\text{C}$, в краске с алюминатом натрия – при $983,1^\circ\text{C}$, а в краске с жидким стеклом – при 935°C , что так же подтверждает более высокую жаропрочность краски с алюминатом натрия в качестве связующего.

Список литературы

1. Кукуй Д.М., Андрианов Н.В. Теория и технология литейного производства. Формовочные материалы и смеси. – Минск: БНТУ, 2005. - 391 с.
2. Совершенствование составов противопопригарных красок / О.С. Комаров [и др.] // Литье и металлургия. – 2016. – №1. – С. 53-57.

УДК 621.744.3

К.Н. Вдовин, А.С. Савинов, Б.Б. Зарицкий, В.В. Радомская
Магнитогорский государственный технический университет
им. Г.И. Носова

ПРОЧНОСТЬ ОБОЛОЧКОВЫХ ФОРМ

Одной из актуальных задач современного машиностроения является разработка и внедрение новых технологических процессов производства заготовок, с целью снижения их себестоимости и повышения качества.

За все время существования литейного производства точное литье было одним из критериев определения уровня его технического развития. Разработка новых технологий в производстве точного литья ведет к совершенствованию других отраслей литейного производства, а именно к получению отливки, максимально приближенной по конфигурации, размерам и шероховатости к конечному изделию.

В связи с этим широкое распространение получил способ литья по выплавляемым моделям (ЛВМ) на этилсиликатном связующем (ЭТС), который является одним из методов получения высококачественных точных отливок. Этим методом получают огромное количество промышленных, художественных и ювелирных изделий. Его применение необходимо при изготовлении сложных тонкостенных отливок, например лопаток газотурбинных двигателей (ГТД) или ажурных изделий в художественном литье. Несмотря на достаточно большое разнообразие типов форм для ЛВМ и областей его применения, основными факторами, которые влияют на качество получаемых отливок и сам технологический процесс изготовления, остаются свойства применяемых наполнителя и связующего формовочных и стержневых смесей.

Метод литья по выплавляемым моделям (ЛВМ) имеет ряд преимуществ перед другими способами получения отливок. Использование неразъемной керамической формы позволяет получать отливки с высокой точностью размеров (до 9-10 квалитета) и чистотой поверхности (от $Rz = 20$ мкм до $Ra = 1,25$ мкм). Заливка металла в предварительно прокаленную горячую форму повышает его жидкотекучесть и проливаемость стенок формы.

Существенное влияние на качество и себестоимость заготовок, получаемых методом ЛВМ, оказывает качество многослойных неразъемных керамических форм. Производственный опыт показывает, что низкая прочность форм приводит к повышенному браку отливок по керамическим засорам, дефектам поверхности («гребешкам», наплывам), прорывам форм при заливке металла и др. Значительны потери самих форм на различных технологических операциях (вытопка моделей, формовка, транспортировка и т.д.). Поэтому вопросы по улучшению качества керамических форм весьма актуальны.

Известно, что оболочки, сформированные из суспензии на этилсиликатном связующем материале и огнеупорном наполнителе из пылевидного кварца, обладают низкой термостойкостью [1]. Это связано с чрезмерным тепловым расширением кристаллического кремнезема из огнеупорного наполнителя, кристаллизующегося при промывке аморфного кремнезема, образованного при гидролизе этилсиликата.

Поэтому для повышения термостойкости оболочек стремятся заменить кварцевосодержащие огнеупорные наполнители на другие, с меньшим коэффициентом теплового расширения, например на корунд, шамот, дистенеилиманит и другие. Однако при этом из-за высокой стоимости и дефицитности этих материалов значительно повышается себестоимость литья и усложняется производство. Проблема низкой термостойкости этилсиликатных оболочек не решается только заменой огнеупорного наполнителя, так как связующей основой материала оболочек, полученных с применением гидролизованного этилсиликата, является также кремнезем, хотя и в аморфной форме. При прокатке оболочек аморфный кремнезем в керамике претерпевает ряд превращений с переходом в кристаллическое состояние. Поэтому при резком охлаждении нагретых оболочек, имеющем место во время выхода их из прокаточной печи, или при резком нагреве в процессе заливки их металлом кристаллизационный кремнезем связи подвергается деформации за счет термических и полиморфных его превращений и, следовательно, способствует появлению в оболочках напряжений, приводящих к их короблению или разрушению.

Термостойкость этилсиликатных оболочек можно повышать путем замены части аморфного кремнезема этилсиликата на кремнезем с более высокой стойкостью к кристаллизации и созданием условий релаксации напряжений в материале керамики, вызванных термическими и полиморфными превращениями кристал-

лического кремнезема. Известна суспензия для изготовления оболочек, в которой для увеличения термической стойкости и прочности этилсиликатной керамики применяют коллоидный кремнезем в виде подкисленного кремнезема, а обсыпку слоев оболочки производят высокоглиноземистым шамотом.

Коллоидный кремнезем из кислого кремнезоля имеет более высокую стойкость к кристаллизации, чем аморфный кремнезем, образующийся при гидролизе этилсиликата, т. к. имеет более плотную структуру. Однако радикального повышения термостойкости оболочек при этом достичь не удастся, т.к. кремнезем из кислого кремнезоля также кристаллизуется при прокатке оболочек и вызывает тепловое расширение керамического материала.

Рассмотрение этих проблем литья по выплавляемым моделям невозможно без оценки прочности керамических форм.

Под прочностью в широком смысле слова понимают способность материалов сопротивляться разрушению, происходящему в результате действия внешних сил. Кроме того, причиной разрушения материала могут быть такие факторы, как неравномерно протекающие тепло и массообменные процессы, действие электрических и магнитных полей и многие другие физические и физико-химические процессы и явления.

По своим механическим свойствам керамические формы относят к хрупким материалам, они разрушаются, и разрушение имеет типично хрупкий характер. Наибольшую опасность для керамических форм представляют деформации растяжения, изгиба и кручения, предел прочности при которых примерно в 10–20 раз меньше, чем при сжатии. Теоретическую прочность – прочность идеального кристаллического тела можно оценить, предполагая, что при разрушении тела одновременно рвутся все межатомные связи, по формуле

$$\sigma = \sqrt{E \frac{\alpha}{a}}, \quad (1)$$

где E – модуль Юнга;

α – удельная поверхностная энергия;

a – параметр решетки.

Оценка упругих и прочностных свойств конструкционных материалов проводится, как правило, с помощью испытаний стандартных образцов при одноосном растяжении. Для технической керамики этот метод неприемлем из-за трудности обеспечения равномерности распределения напряжений и устранения их кон-

центрации в местах закрепления образцов, что, в свою очередь, приводит к невозможности обеспечения объективной оценки.

Общепринятыми считаются испытания образцов технической конструкционной керамики прямоугольного поперечного сечения, по ГОСТ 473.7-81 и 473.8-81, в условиях трехточечного изгиба и на растяжение (рис. 1, 2) [4].

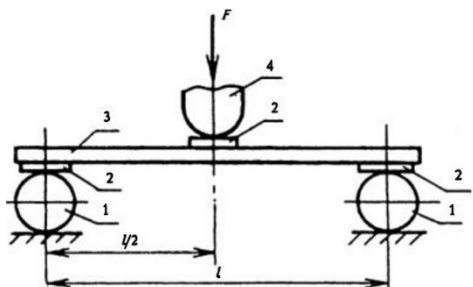


Рис. 1. Испытание керамических форм на изгиб:
1 – опора; 2 – резиновая прокладка; 3 – образец;
4 – деталь, передающая нагрузку

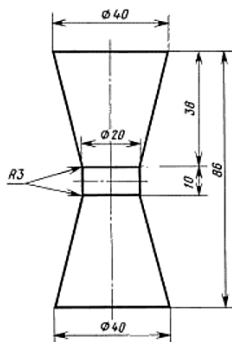


Рис. 2. Испытание керамических форм на разрыв

Предел прочности при изгибе σ_b , МПа, вычисляют по формуле

$$\sigma_b = \frac{M}{W}, \quad (2)$$

где M – изгибающий момент, МН·м;
 W – момент сопротивления, м³.

Изгибающий момент M , МН·м, вычисляют по формуле

$$M = \frac{Pl}{4}, \quad (3)$$

где P – величина изгибающей силы, МН;
 l – расстояние между опорами, м.

Момент сопротивления W , м³, образцов в форме параллелепипеда или круглого стержня вычисляют по формулам:

$$W = \frac{b \cdot h^2}{6}; \quad W = \frac{\pi \cdot d^3}{32}, \quad (4)$$

где b – ширина образца, м;
 h – высота образца, м;
 d – диаметр образца, м.

За окончательный результат принимают среднеарифметическое значение результатов определений (W) образцов, количество которых указано в нормативно-технической документации на конкретный вид изделия. При этом предел прочности при изгибе отдельных образцов должен быть не ниже

$$\sigma_{\min} = \sigma_{\text{норм}} - 2,5 \text{ МПа}, \quad (5)$$

где σ_{\min} – минимальный предел прочности при изгибе;
 $\sigma_{\text{норм}}$ – минимальный предел прочности при изгибе, указанный в нормативно-технической документации на конкретный вид изделия.

При определении предела прочности на разрыв применяют образцы, изготовленные методом формовки.

Предел прочности при разрыве σ_B , МПа, вычисляют по формуле

$$\sigma_B = \frac{P}{F}, \quad (6)$$

где P – нагрузка при разрыве, МН;
 F – площадь поперечного сечения образца, м².

За окончательный результат принимают среднеарифметическое значение результатов определений образцов, количество которых указано в нормативно-технической документации на конкретный вид изделия, при этом предел прочности при изгибе отдельных образцов должен быть не ниже

$$\sigma_{\min} = \sigma_{\text{норм}} - 2,5 \text{ МПа}, \quad (7)$$

где σ_{\min} – минимальный предел прочности при разрыве;
 $\sigma_{\text{норм}}$ – минимальный предел прочности при разрыве, указанный в нормативно-технической документации на конкретный вид изделия.

Так как вышеперечисленные методы и обобщенные формулы дают достаточно большие погрешности, в связи с шероховатостью и неоднородностью поверхности испытываемых образцов и оставшиеся без внимания многие факторы, такие как состав, применяемые материалы и др., существует необходимость создания методик и более подробный анализ оболочковых форм.

Список литературы

1. Литье по выплавляемым моделям / под общ. ред. Я.И. Шкленника и В.А. Озерова. – Изд. 3-е, перераб. и доп. – М.: Машиностроение, 1984. – С. 203.
2. Керамика для машиностроения / А.П. Гаршин, В.М. Гропянов, Г.П. Зайцев, С.С. Семенов. – М.: Научтехлитиздат, 2003. – 384 с.
3. Эванс А.Г., Лэнгдон Т.Г. Конструкционная керамика: пер. с англ. – М.: Металлургия, 1980. – 256 с.
4. Савинов А.С., Долгополова Л.Б., Анисимова Е.А. Экспериментальное определение механических свойств хрупких материалов // Механика и актуальные проблемы металлургического машиностроения: междунар. сб. науч. тр. – Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2014. – С. 52-55.

Раздел 4

СПЕЦИАЛЬНЫЕ СПОСОБЫ ЛИТЬЯ

УДК 621.74.047

В.В. Мошкунов

Магнитогорский металлургический комбинат

А.М. Столяров

Магнитогорский государственный технический университет

им. Г.И. Носова

ОСОБЕННОСТИ ОТЛИВКИ НЕПРЕРЫВНОЛИТЫХ СЛЯБОВ ТОЛЩИНОЙ 190 мм НА ОДНРУЧЬЕВОЙ МНЛЗ

В кислородно-конвертерном цехе ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат» эксплуатируется слябовая МНЛЗ криволинейного типа с вертикальным участком фирмы «SMS Demag». На машине, имеющей всего один ручей, используется кристаллизатор высотой 900 мм с поддерживающей системой из роликов снизу на раме кристаллизатора. Базовый радиус МНЛЗ равен 11 м, высота вертикального участка составляет около 2,7 м, а металлургическая длина машины – 34,2 м. Зона вторичного охлаждения состоит из 15 сегментов. На участке с 6-го по 15-й сегмент возможно осуществление мягкого обжатия слябовой заготовки для улучшения качества макроструктуры осевой части непрерывнолитого сляба. Эффективность мягкого обжатия заготовки зависит от правильности выбора места приложения обжатия по длине технологического канала МНЛЗ. Согласно рекомендациям фирмы выбор рационального места технологического канала МНЛЗ для осуществления мягкого обжатия заготовки должен осуществляться по расчетным данным, выдаваемым динамической системой управления вторичным охлаждением заготовкой. При этом определяется номер сегмента зоны вторичного охлаждения, в котором заканчивается затвердевание металла. Мягкое обжатие сляба рекомендуется производить в предыдущих двух сегментах горизонтального участка МНЛЗ. Отливаемые слябы могут иметь толщину 190, 250 и 300 мм, а также ширину от 1400 до 2700 мм. На начальном этапе

освоения технологии наиболее востребованными для прокатного передела оказались слябы толщиной 300 и 250 мм и лишь затем была опробована технология отливки самых тонких слябов толщиной 190 мм. При данном опробовании был разлит металл 19 плавов: сталь классов прочности К 56 (16 плавов) и К 60 (3 плавки). Данные об основных параметрах разливки металла представлены в табл. 1.

Таблица 1

Основные параметры разливки металла

Параметр	Значение параметра
Ширина сляба, мм	1560–1950
Температура металла в промежуточном ковше, °С	1535–1545
Температура ликвидус, °С	1515–1519
Скорость вытягивания сляба из кристаллизатора, м/мин	0,995–1,25
Продолжительность разливки металла одной плавки, мин	106–150

Слябовая МНЛЗ криволинейного типа с вертикальным участком имеет всего один ручей. Поэтому при уменьшении толщины отливаемых слябов с 300 или 250 мм до требуемого значения 190 мм возникает проблема с увеличением продолжительности разливки металла одной плавки. На рис. 1 представлена зависимость продолжительности разливки металла одной плавки средней массой около 360 т от скорости вытягивания сляба толщиной 190 мм и шириной 1560, 1650, 1730 и 1950 мм.

Из рисунка видно, что наиболее существенно – до 122–150 мин увеличилась продолжительность разливки металла одной плавки при отливке слябов небольшой ширины: 1560, 1650 и 1730 мм. Это ведет к снижению проектной производительности МНЛЗ на 14–31 % (отн.).

При большой продолжительности разливки металла возрастает опасность его захлаживания, что может привести к невозможности разливки всего металла. Следует отметить, что металл исследованных плавов был разлит полностью без замечаний при среднем снижении температуры металла в промежуточном ковше в течение разливки одной плавки, равном 7 °С.

В процессе отливки слябов толщиной 190 мм осуществлялось их мягкое обжатие. Параметры внешнего воздействия на непрерывнолитую заготовку приведены в табл. 2.

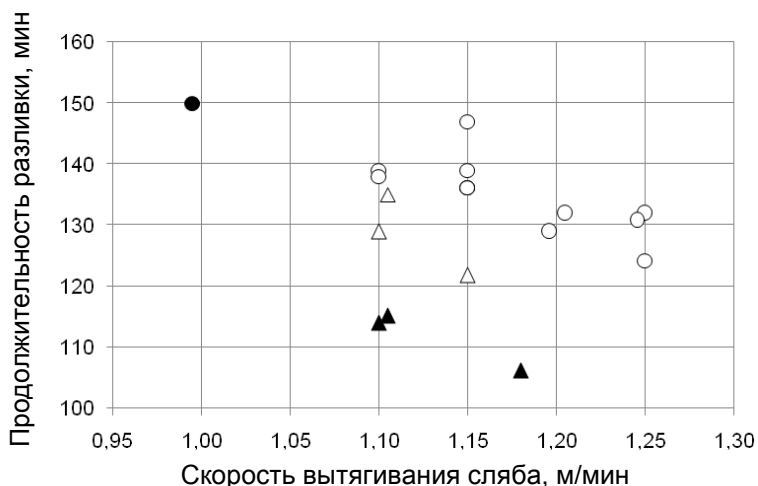


Рис. 1. Зависимость продолжительности разливки металла одной плавки средней массой около 360 т от скорости вытягивания сляба толщиной 190 мм разной ширины:

○ – 1560 мм; ● – 1650 мм; △ – 1730 мм; ▲ – 1950 мм

Таблица 2

Параметры мягкого обжатия отливаемых слябов

Параметр	Значение параметра*	
Частота случаев (% , отн.) мягкого обжатия слябов в сегментах:		
	8 и 9	74
	9 и 10	26
Общая величина мягкого обжатия, мм	<u>4,2–4,7</u> 4,5	
Длина лунки жидкого металла, м	<u>18,9–22,4</u> 20,6	

* В числителе – интервал изменения параметра, в знаменателе – его среднее значение.

Мягкое обжатие слябов толщиной 190 мм чаще всего – практически в трех из четырех случаев, осуществлялось в восьмом и девятом сегментах зоны вторичного охлаждения МНЛЗ. Суммарная величина обжатия в двух сегментах в среднем составляла 4,5 мм. Расчетная длина лунки жидкого металла внутри заготовки в зависи-

мости от скорости ее вытягивания из кристаллизатора изменялась на 3,5 м (от 18,9 до 22,4 м) и в среднем составляла 20,6 м.

В работе были рассчитано отношение расстояний от зеркала металла в кристаллизаторе до места на технологическом канале, где начиналось или заканчивалось мягкое обжатие непрерывнолитой заготовки, к длине лунки жидкого металла. Результаты расчетов показаны на рис. 2.

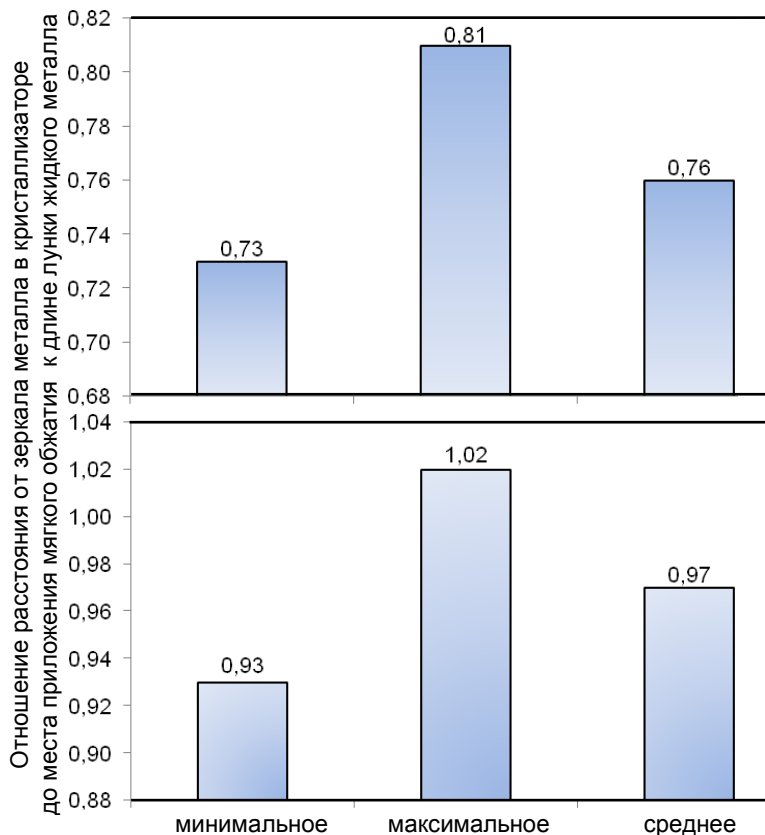


Рис. 2. Данные о величине отношения расстояния от зеркала металла в кристаллизаторе до места на технологическом канале МНЛЗ, где начиналось (вверху) и заканчивалось (внизу) мягкое обжатие слябовой заготовки, к длине лунки жидкого металла внутри заготовки

Из этого рисунка следует, что максимальное значение отношения, характеризующего момент завершения мягкого обжатия, превышало единицу. Следовательно, обжатию подвергалась уже полностью затвердевшая слябовая заготовка. Известно [1-5], что это может привести к появлению высоких напряжений внутри сляба и образованию внутренних трещин. Подтверждением этого является достаточно высокая степень развития таких трещин, как гнездообразные и перпендикулярные граням заготовки (табл. 3).

Эффективность внешнего воздействия на сляб толщиной 190 мм оказалась невысокой – осевые дефекты в виде рыхлости и химической неоднородности не имели степень развития менее 1,5 балла (см. табл. 3).

Таблица 3

Результаты оценки качества макроструктуры слябов

Дефект макроструктуры сляба	Степень развития дефекта, баллы
Осевая рыхлость	$\frac{1,5-1,5}{1,5}$
Осевая химическая неоднородность	$\frac{1,5-2,0}{1,6}$
Осевые трещины	$\frac{0-1,0}{0,24}$
Трещины, перпендикулярные граням	$\frac{0-1,0}{0,7}$
Трещины гнездообразные	$\frac{0-2,0}{0,82}$
Точечная неоднородность	$\frac{0-0,5}{0,1}$

В числителе – интервал изменения параметра,
в знаменателе – среднее значение.

Это может объясняться тем, что мягкое обжатие таких слябов вследствие меньшей протяженности лунки жидкого металла приходится производить не на горизонтальном участке (начинается с 10-го сегмента ЗВО) технологического канала, как это рекомендуется фирмой-изготовителем оборудования, а на криволинейном участке разгибания заготовки. При этом эффективность уплотнения осевой части заготовки значительно уменьшается, а риск образования внутренних трещин увеличивается, особенно в случае запаздывания внешнего воздействия.

Таким образом, в результате проведенного исследования установлено, что при отливке слябов толщиной 190 мм и шириной менее 1950 мм происходит существенное снижение производительности одноручьевого МНЛЗ. Решение этой проблемы путем увеличения скорости вытягивания заготовки из кристаллизатора нецелесообразно вследствие повышения опасности прорывов жидкого металла. Получение высокого качества макроструктуры непрерывнолитого сляба такой толщины затруднено из-за необходимости осуществления мягкого обжатия на криволинейном участке технологического канала МНЛЗ вследствие короткой лунки жидкого металла внутри заготовки.

Список литературы

1. Мошкунов В.В., Столяров А.М. Использование мягкого обжатия непрерывнолитого сляба на криволинейной МНЛЗ с вертикальным участком // Теория и технология металлургического производства: межрегион. сб. науч. тр. – Вып. 10. – Магнитогорск: ГОУ ВПО «МГТУ». 2010. – С. 57–62.
2. Столяров А.М., Мошкунов В.В., Казаков А.С. Мягкое обжатие слябов при разливке трубной стали на криволинейной МНЛЗ с вертикальным участком. – Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2012. – 116 с.
3. Усовершенствование режима вторичного охлаждения непрерывнолитых слябов / В.Н. Селиванов, А.М. Столяров, Б.А. Буданов и др. // Труды V конгресса сталеплавильщиков. – 1998. – С. 411-412.
4. Определение оптимальных режимов вторичного охлаждения непрерывнолитых слябов / Р.С. Тахаутдинов, Ю.А. Бодяев, В.Н. Селиванов, А.М. Столяров и др. // Труды VII Международного конгресса сталеплавильщиков. – 2003. – С 564-566.
5. Опыт эксплуатации новой одноручьевого слябовой МНЛЗ с вертикальным участком / С.В. Прохоров, Б.А. Сарычев, А.С. Казаков, В.В. Мошкунов, А.М. Столяров // Сталь. – 2012. – №7. – С. 9-11.

УДК 621.771.07

К.Н. Вдовин, Л.Г. Егорова, М.И. Ячиков

Магнитогорский государственный технический университет
им. Г.И. Носова

ПРОИЗВОДСТВО ВАЛКОВ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОГО ПЕРЕПЛАВА

В процессе эксплуатации валков их приходится перетачивать, ремонтировать, стоимость собственно валков и затраты на их ремонт и восстановление в несколько раз превышают стоимость самого прокатного стана; масса парка валков, находящихся в эксплуатации, в ряде случаев превосходит массу оборудования стана [1].

Эффективность работы станов холодной прокатки в большей мере определяется службой и стойкостью их основного инструмента – рабочих валков. Она существенно зависит от технологий их изготовления. Обычно валки изготавливают из кованой заготовки, предварительно металл выплавляют в каком-либо плавильном агрегате, разливают в изложницы, полученный слиток куют и затем резанием придают ему форму валка. Готовый валок закалывают, применяя объемную или закалку токами промышленной частоты (ТПЧ) [2]. Такая технология позволяет получать достаточно качественные валки, которые вполне устраивают прокатчиков.

Отработав определенный срок, валки списывают, хотя их выработка (поверхностный износ) составляет обычно 10 - 20 мм, и многотонный валок идет на переплав.

За рубежом (Польша) еще в восьмидесятые годы было предложено не сдавать в металлолом отработавшие валки, а переплавлять их методом электрошлакового переплава [3]. Эти валки имели в металле меньшее количество неметаллических включений, чем металл, выплавленный обычным способом. Включения были мельче, особенно заметно снизилось количество сульфидов (переплав вели на флюсе 70/30, $\text{CaF}_2/\text{Al}_2\text{O}_3$). Исследования сопротивления контактной усталости металла показали, что она существенно повысилась.

Метод производства заготовок для производства валков на установках ЭШП освоен на Электростальском заводе тяжелого

машиностроения (ЭЗТМ). Валки, произведенные по этой технологии показали стойкость на 21–50 % выше стойкости валков из металла обычной разливки [4].

На заводе «Мечел» выплавляли в дуговой печи сталь (9Х2МФ, валки станов «1200» и «630») и отлили из нее электроды для ЭШП. Переплавили, подвергли термообработке (нормализация и отпуск), отковали шейки с частичной ковкой по диаметру бочки, затем двойная нормализация с отпуском и черновая обработка. Макроструктура таких валков получилась без дефектов, а микроструктура: зернистый перлит 6 – 8 балл и карбидная неоднородность 1 – 2 балла. Предел прочности на разрыв бочки – 736,6 МПа, шейки – 810 МПа.

Остальные механические характеристики валков выше стандартных значений. Промышленные испытания этих валков провели на пятиклетьевом стане после низкотемпературного отпуска в масле. Все валки имели хорошую твердость 93 HSD. Два валка на стане «1200» превысили стойкость кованных валков, остальные (четыре) также хорошо отработали [5].

В ОАО «ММК - МЕТИЗ» в цехе производства ленты использовали стальные валки с диаметром бочки 197–203 мм, общей длиной 1240 мм. Применяли стали марок 9Х, 9Х1, 9Х2, 9ХС, 9Х2МФ (ГОСТ 5950-75). Количество таких валков по двум станам холодной прокатки колебалось от 1000 до 1300 штук в год. Основную массу валков производили в ремонтно-механическом цехе завода. Это производство осуществлялось на установке ЭШП с последующей переработкой слитка: обработка резанием, улучшение, закалка [6–8].

Валки относятся к отливкам переменного сечения, и при получении их методами ЭШП в одном кристаллизаторе увеличивается стоимость отливки, а также валка в целом, так как отлитую заготовку необходимо либо ковать, либо растачивать (необходимы шейки). Чтобы избежать этого, была разработана технология производства валков методом ЭШП на установке УЭШП-148.

Эта технология предусматривает использование отработанных валков в качестве электродов для переplava. Чтобы избежать вышеперечисленных недостатков, заготовка валка отливалась не в одном кристаллизаторе, а в трех, которые последовательно устанавливали в процессе переplava один на другой. В нижнем кристаллизаторе выплавляли приводную шейку, во втором – бочку, а в третьем (верхнем) – вторую шейку.

Диаметр кристаллизатора для выплавки бочки 230 мм, это обеспечило устойчивое проведение плавки в автоматическом режиме и улучшило качество поверхности выплавленной заготовки. Исследования этой технологии показали ее технологичность и практичность. Переплав вели на флюсе АНФ-6 или АНФ-32. Химический состав стали (например, 9Х1) в процессе переплава изменялся незначительно и лишь после третьего переплава отработавшего валка появлялась необходимость вносить коррективы в состав металла. Это в первую очередь относилось к кремнию (угар может составить до 20 %) и хрому (угар не более 0,05 %).

Макроструктура темплетов была хорошая, без поверхностных дефектов, микроструктуру изучали на современной установке «Эпиквант». Общую твердость (HRC) определяли электронным твердомером, она после отливки колебалась в пределах 22–37 единиц. Максимальный размер включений не превышал 4,3 мкм, доля оксидов составила 0,067 %, их балл по ГОСТ 1778 – 0,6.

Для получения мелкозернистой структуры проводили улучшение по режиму: нагрев до 900 °С в течение 3,5 ч, выдержка 2 ч, охлаждение в масле, отпуск при 650–670 °С, выдержка 4 ч, охлаждение на воздухе. С целью улучшения однородности структуры заготовки, а также увеличения твердости и ее равномерного распределения осуществляли окончательную термоциклическую обработку валка токами промышленной частоты с последующим быстрым охлаждением.

Прочно утвердившийся в отечественной практике непрерывно последовательный метод индукционного нагрева металла токами промышленной частоты не дал хороших результатов, т. к. в этом методе используется индуктор, длина которого меньше длины бочки валка, а поэтому равномерный прогрев осуществить невозможно [9, 10].

Быстрое охлаждение неравномерно прогретого валка способствует зарождению структурных дефектов, а также получению неоднородных фаз. В результате такой термообработки фазовая микроструктура поверхностного закаленного слоя валка представляет собой игольчатый мартенсит, большое количество остаточного аустенита и карбиды. В слое металла, залегающем на глубину от 11–14 до 26–29 мм, образуется набор случайных переходных структур: троостит, сорбит, сорбитообразный перлит, а также мелкоигольчатый перлит. При циклическом контактном нагружении структурная неоднородность поверхностных слоёв сопровождается появлением остаточных напряжений тем более высокого уровня, чем значительнее

отличаются участки металла по своим физическим свойствам. Такие напряжения ведут к образованию очагов усталостного разрушения и возникновению отслоений рабочей поверхности валка. В процессе циклической нагрузки большее упрочнение получает незакаленная структура, что связано с развитием высокого уровня растягивающих напряжений в переходной зоне. Поэтому места перехода от одной составляющей структуры к другой являются наиболее опасными с точки зрения концентрации напряжений, что и обуславливает появление трещин и выкрашиваний металла.

С целью повышения износостойкости прокатных валков предложили осуществлять окончательную термоциклическую обработку валка токами промышленной частоты с последующим быстрым охлаждением. Режимы термообработки представлены в таблице [11].

Режимы термоциклирования и нагрева валка под закалку

Номер цикла	Нагрев			Подстуживание			Нагрев под закалку		
	$T_{пов, 0C}$	$T_{ц, 0C}$	t, мин	$T_{пов, 0C}$	$T_{к, 0C}$	t, с	$T_{пов, 0C}$	$T_{ц, 0C}$	t, мин
I	760	550	20	760	660	29	-	-	-
II	760	550	5	760	660	29	-	-	-
III	-	-	-	-	-	-	850	600	17

Примечание. Мощность индуктора $P_T = 50$ кВт. Длина индуктора $L = 400$ мм.

Исследовательская работа, проведенная по совершенствованию закалки валков, изготовленных в ОАО «ММК - МЕТИЗ», позволила существенно повысить стойкость собственных валков. Технологию и режимы термической обработки выбирали на основании термонапряженного состояния, распределения температуры и твердости по сечению валка. Разработанные режимы закалки позволяют регулировать временные и остаточные напряжения, глубину упрочненного слоя и твердость бочки. Увеличилась глубина активного закаленного слоя валков, удалось получить плавный переходный слой к сердцевине валка. Средний съем закаленного слоя с валка увеличился почти на 65 %.

Повышенная пластичность и вязкость металла ЭШП дает возможность изготавливать валки с повышенной прочностью и сердцевины, и шеек, не опасаясь хрупких разрушений их в процессе эксплуатации. Опыт показал, что выход из строя валков по причине полома тремов составляет не более 2,5 %.

Удачно закаленные валки показали стойкость на уровне валков Электростальского завода тяжелого машиностроения.

Список литературы

1. Приходько В.П. Проблемы эксплуатации валков прокатных станов // Сталь. – 1986. – № 7. – С. 45-47.
2. Вдовин К.Н. Прокатные валки: монография. – Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2013. – 443 с.
3. Вильд Й., Кашик И., Локсанский С. Производство стальных валков для холодной прокатки из электрошлаковой стали // Электрошлаковый переплав. – 1985. – Вып. 9. – С. 145-149.
4. Электрошлаковая разливка стали / Н.Ф. Бастраков, Н.А. Тулин, В.П. Немченко и др. – М.: Металлургия, 1978. – 56 с.
5. Боровков И.В., Цыбров С.В., Пестряков К.А. Освоение технологии изготовления рабочих валков станов холодной прокатки способом ЭШП и изучение их эксплуатационных свойств // Современные технологии в ОАО «ММК». – Магнитогорск: Дом печати, 2002. – № 6. – С. 193-197.
6. Вдовин К.Н., Егорова Л.Г., Давыдов А.В. / Совершенствование технологии изготовления валков холодной прокатки методом ЭШП // Литейные процессы: межрегион. сб. науч. трудов. – Магнитогорск: МГТУ, 2006. – Вып. 6. – С.134-138.
7. Вдовин К.Н., Егорова Л.Г., Понурко И.В. Производство валков методом ЭШП // Технология, оборудование, автоматизация, неразрушающий контроль термических процессов на машиностроительных предприятиях: материалы междунар. науч.-техн. конф. – Минск: РУП «МАЗ», 2005. – С. 65-67.
8. Вдовин К.Н., Егорова Л.Г. Технология производства валков холодной прокатки методом ЭШП // Актуальные проблемы электрометаллургии, сварки, качества. Т. 1. – Новокузнецк: СибГИУ, 2006. – С. 216-218.
9. Вдовин К.Н., Ячиков И.М., Егорова Л.Г. Влияние естественного отпуска на надежность и долговечность валков холодной прокатки // Вестник Алтайского гос. техн. ун-та. – Барнаул: АГТУ, 2005. – № 3-4. – С. 107-108.
10. Вдовин К.Н., Ячиков И.М., Егорова Л.Г. Модель температурного состояния прокатного валка при многопроходном индукционном нагреве под закалку. // Математика. Приложение математики в экономических, технических и педагогических исследованиях. – Магнитогорск: МГТУ, 2005. – С. 121-127.
11. Вдовин К.Н., Егорова Л.Г., Давыдов А.В. Технология производства валков станов холодной прокатки // Проблемы теории и практики управления. – 2011. – № 2. – С. 86-92.

УДК 621.74.047

В.В. Мошкунов

Магнитогорский металлургический комбинат

А.М. Столяров, Е.С. Завьялова

Магнитогорский государственный технический университет

им. Г.И. Носова

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ НЕПРЕРЫВНОЙ РАЗЛИВКИ ТРУБНОЙ СТАЛИ НА КАЧЕСТВО ТОЛСТОГО ГОРЯЧЕКАТАНОГО ЛИСТА

В ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат» толстый горячекатаный лист для производства труб производится на стане «5000». Качество получаемого проката во многом зависит от свойств исходной непрерывнолитой заготовки. Слябовые заготовки отливаются в кислородно-конвертерном цехе на одноручьевой МНЛЗ криволинейного типа с вертикальным участком фирмы «SMS Demag» [1-5]. Качество отливаемых слябов лимитируется параметрами непрерывной разливки металла. В работе предпринята попытка оценки влияния некоторых параметров разливки трубной стали на качество горячекатаного проката.

С этой целью проанализирован массив производственных данных из 261 плавки трубного металла. Больше половины этого массива – 52 % составляла сталь класса прочности К60, 21 % – сталь марок 09Г2С и 17Г1С, а также присутствовала сталь других марок. Качество горячекатаного листа толщиной от 10 до 40 мм оценивалось величиной отсортировки проката по двум показателям: поверхностному дефекту «Неметаллические включения» и внутренним дефектам, обнаруженным при ультразвуковом контроле (УЗК).

Анализ данных по общей отсортировке горячекатаных листов показал, что величина отсортировки существенно различается на плавках, с которых начиналась каждая серия разливки трубного металла, и на всех остальных по порядку серии плавках. Так, из рис. 1 видно, что отсортировка листов, прокатанных из металла первых в серии плавков, оказалась в 1,9 раза выше, чем из металла всех остальных плавков (минимальная величина отсортировки листов была принята равной единице). При этом было установлено, что соотношение между отсортировкой листов по неметалличе-

ским включениям и по результатам УЗК для металла разных в серии плавков не одинаково.

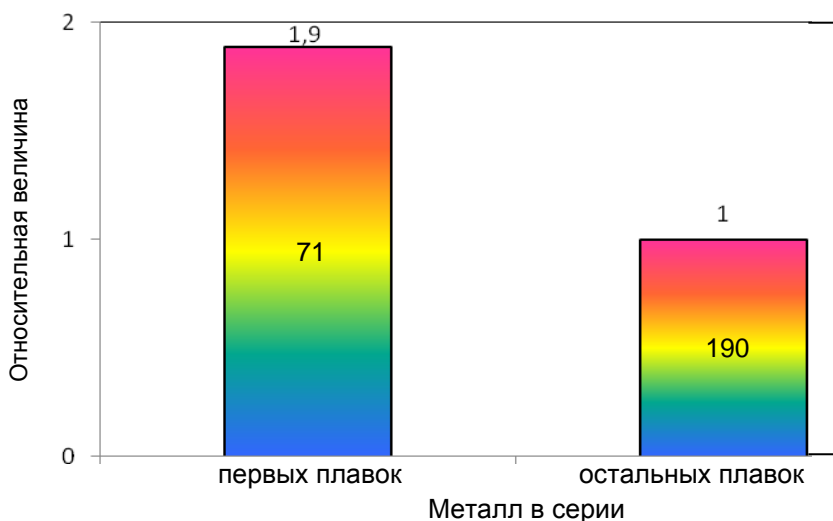


Рис. 1. Данные об относительной величине отсортировки горячекатаных листов, произведенных из металла первых в серии плавков и из металла остальных в серии плавков (цифры внутри столбиков – количество плавков)

На рис. 2 представлены данные, характеризующие долю листов, прокатанных из металла всех плавков, первых в серии плавков и остальных в серии плавков, отсортированных по разным дефектам. По усредненным данным для всех плавков эти доли оказались равными – по 50 %. Однако после разделения плавков на первые в серии и все остальные соотношение между долями получилось противоположным. Листы из металла первых плавков преимущественно в 68 % случаев отсортировывались по неметаллическим включениям, а из металла остальных в серии плавков – в 61 % случаев – по результатам УЗК. При этом основные проблемы на серийных плавках возникали при замене промежуточного ковша. Для выяснения причин ухудшения качества листового проката были рассмотрены дополнительные массивы плавков.

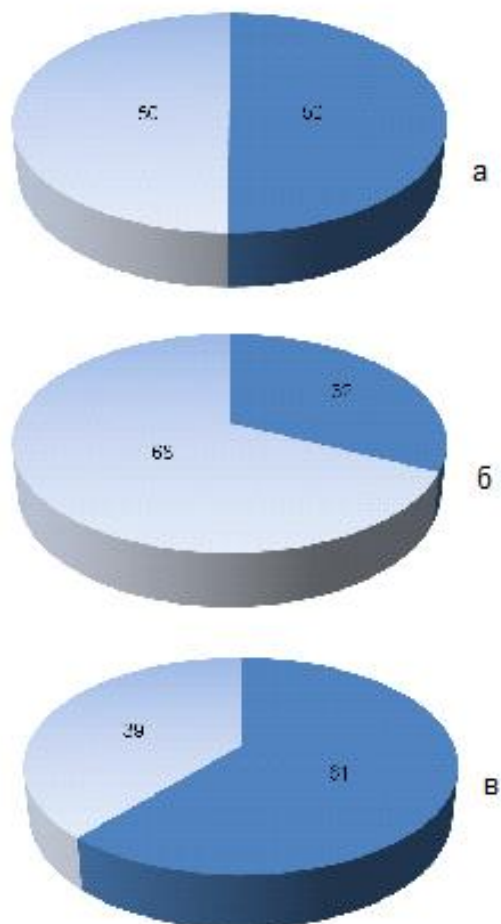


Рис. 2. Доля листов, прокатанных из металла: всех плавков (а), первых в серии плавков (б), остальных в серии плавков (в) и отсортированных по:
 – неметаллическим включениям;
 – результатам ультразвукового контроля

В массиве из 115 первых в серии плавков было изучено влияние на отсортировку горячекатаных листов различных параметров:

- продолжительности разогрева промежуточного ковша;
- продолжительности времени от окончания разогрева промежуточного ковша до начала разливки;
- температуры футеровки промежуточного ковша перед началом разливки;
- продолжительности наполнения промежуточного ковша;
- скорости наполнения промежуточного ковша металлом;
- массы металла в промежуточном ковше перед началом разливки в кристаллизатор;
- химического состава металла;
- перегрева металла над температурой ликвидус в начале разливки (по результатам первого замера);
- перегрева металла над температурой ликвидус в середине разливки (по результатам второго замера);
- перегрева металла над температурой ликвидус в конце разливки (по результатам третьего замера);
- среднего перегрева металла над температурой ликвидус.

При помощи корреляционного анализа удалось выяснить, что на отсортировку листового проката по неметаллическим включениям из всех рассмотренных параметров статистически значимое влияние оказывает лишь температурное состояние разливаемого металла, а именно – его перегрев над температурой ликвидус, средняя величина которой равнялась 1517 °С. Самое сильное влияние было выявлено для начальных условий разливки трубного металла.

На рис. 3 приведена информация об относительной величине отсортировки листов по неметаллическим включениям из металла первых в серии плавков с разным перегревом в промежуточном ковше над температурой ликвидус. Из рисунка следует, что с увеличением перегрева металла в диапазоне 19–35 °С отсортировка проката по неметаллическим включениям снижается в 1,5 раза. Значит, перегрев металла первых в серии плавков оказался явно недостаточным, не скомпенсировав повышенные тепловые потери при запуске серии.

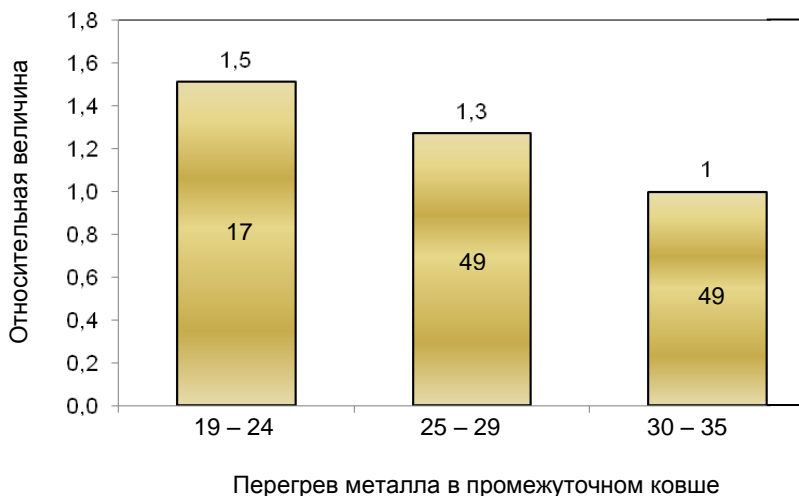


Рис. 3. Относительная величина отсортировки листов по неметаллическим включениям из металла первых в серии плавков с разным перегревом в промежуточном ковше над температурой ликвидус (цифры внутри столбиков – количество плавков)

Однако известно [6-8], что повышение температуры разливаемого металла ведет к уменьшению толщины слоя затвердевшего металла в слябе и повышению вероятности образования поверхностных трещин, особенно в момент начала изгибания заготовки при переходе с вертикального на дуговой участки технологического канала МНЛЗ. Подтверждением этого служат данные, представленные на рис. 4. Из него следует, что наличие перегрева металла над температурой ликвидус 30 °С и более в промежуточном ковше ведет к возрастанию количества слябов с продольными трещинами в пять раз по сравнению с менее нагретым металлом. Поэтому для получения приемлемого качества горячекатаных листов по неметаллическим включениям на первых в серии плавках рекомендуется иметь перегрев металла в промежуточном ковше над температурой ликвидус, равный 25-29 °С.

С целью нахождения причин отсортировки металла по результатам УЗК рассмотрен массив из 103 серийных плавков с заменой промежуточного ковша. Результаты оценки влияния параметров на величину отсортировки листов представлены в таблице.

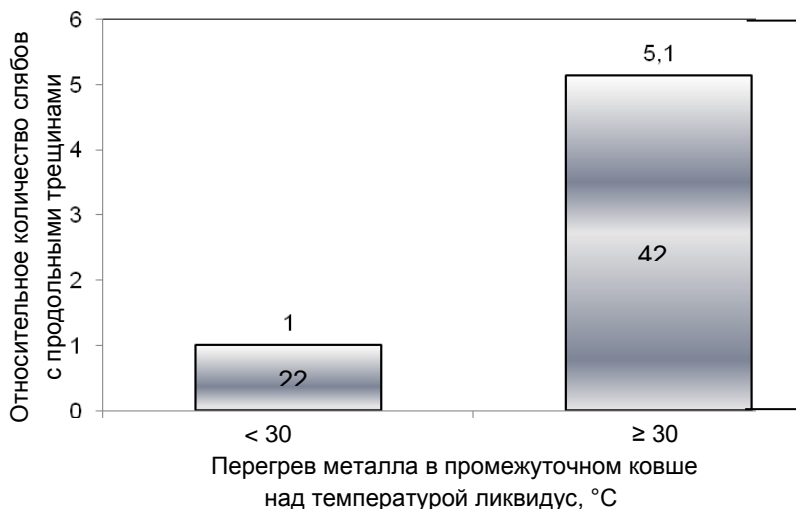


Рис. 4. Данные о влиянии перегрева металла в промежуточном ковше на относительное количество слябовых заготовок с продольными трещинами (цифры внутри столбиков – количество плавов)

В том случае, если продолжительность замены промежуточного ковша превышает 5,5 мин (при этом сляб вытягивается из кристаллизатора со скоростью менее 0,3 м/мин), то отсортировка листов по результатам УЗК возрастает в 1,9 раза, а при длительности остановки МНЛЗ более чем на 1,25 мин аналогичный параметр увеличивается в 1,7 раза.

Результаты отсортировки листов из металла серийных плавов с заменой промежуточного ковша

Параметр	Значение	Количество плавов, шт.	Относительная отсортировка листов по УЗК
Продолжительность замены промежуточного ковша, мин	≤ 5,5	14	1
	> 5,5	37	1,9
Продолжительность остановки машины, мин	≤ 1,25	17	1,1
	> 1,25	35	1,9

Скорость вытягивания сляба менее 0,3 м/мин.

Таким образом, установлено, что основной причиной повышенной отсортировки горячекатаных листов по неметаллическим включениям является недостаточная температура трубного металла первых в серии – запусковых плавов. Увеличение отсортировки листов по результатам ультразвукового контроля происходит при прокатке металла, отлитого в процессе замены промежуточного ковша МНЛЗ. Для улучшения качества проката рекомендованы рациональные значения перегрева металла в промежуточном ковше над температурой ликвидус первых в серии плавов, продолжительности замены промежуточного ковша и остановки вытягивания заготовки из кристаллизатора в процессе осуществления этой операции.

Список литературы

1. Мошкунов В.В., Столяров А.М. Использование мягкого обжатия непрерывнолитого сляба на криволинейной МНЛЗ с вертикальным участком // Теория и технология металлургического производства: межрегион. сб. науч. тр. – Вып. 10. – Магнитогорск: ГОУ ВПО «МГТУ», 2010. – С. 57–62.
2. Столяров А.М., Мошкунов В.В., Казаков А.С. Мягкое обжатие слябов при разливке трубной стали на криволинейной МНЛЗ с вертикальным участком. – Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2012. – 116 с.
3. Усовершенствование режима вторичного охлаждения непрерывнолитых слябов / В.Н. Селиванов, А.М. Столяров, Б.А. Буданов и др. // Труды V конгресса сталеплавильщиков. – 1998. – С. 411-412.
4. Определение оптимальных режимов вторичного охлаждения непрерывнолитых слябов / Р.С. Тахаутдинов, Ю.А. Бодяев, В.Н. Селиванов, А.М. Столяров и др. // Труды VII Международного конгресса сталеплавильщиков. – 2003. – С 564-566.
5. Опыт эксплуатации новой одноручьевого слябовой МНЛЗ с вертикальным участком / С.В. Прохоров, Б.А. Сарычев, А.С. Казаков, В.В. Мошкунов, А.М. Столяров // Сталь. – 2012. – №7. – С. 9-11.
6. Еланский Г.Н. Разливка и кристаллизация стали. – М: МГВМИ, 2010. – 192 с.
7. Паршин В.М., Буланов Л.В. Непрерывная разливка стали. – Липецк: ОАО «НЛМК», 2011. – 221 с.
8. Колесников Ю.А., Буданов Б.А., Столяров А.М. Металлургические технологии в высокопроизводительном конвертерном цехе: учеб. пособие. – Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2015. – 379 с.

УДК 621.762;537.622

В.М. Константинов, В.Г. Дашкевич, В.Г. Щербаков
Белорусский национальный технический университет, г. Минск

АНАЛИЗ ПРОЦЕССА ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ПЕРЕМЕННОГО ЭЛЕКТРОМАГНИТНОГО ПОЛЯ С ДИФфуЗИОННО-ЛЕГИРОВАННЫМИ СТАЛЬНЫМИ И ЧУГУННЫМИ ПОРОШКАМИ

Как известно, при нагреве металлических макрообъектов (деталей) в переменном электромагнитном поле их помещают внутри индуктора или около него. Обычно система индуктор-заготовка представляет собой бессердечниковый трансформатор, в котором индуктор является первичной обмоткой. Нагреваемая деталь является вторичной обмоткой, замкнутой накоротко. Магнитный поток между обмотками замыкается по воздуху. На высокой частоте вихревые токи вытесняются образованным ими же магнитным полем в тонкие поверхностные слои заготовки (скин-эффект), в результате чего их плотность резко возрастает и заготовка разогревается по закону Джоуля-Ленца. Нижерасположенные слои металла прогреваются за счет теплопроводности. В скин-слое толщиной (Δ) плотность тока уменьшается в e раз относительно плотности тока на поверхности заготовки, при этом в скин-слое выделяется 86,4 % тепла (от общего тепловыделения) [1–3]. Глубина скин-слоя зависит от частоты излучения, чем выше частота, тем тоньше скин-слой. Также она зависит от относительной магнитной постоянной (μ) материала заготовки – чем больше μ , тем меньше скин-слой. Для железа ($T_{\text{Кюри}}=1043$ К), кобальта ($T_{\text{Кюри}}=1388$ К), никеля ($T_{\text{Кюри}}=627$ К) и магнитных сплавов при температуре ниже точки Кюри μ имеет величину от нескольких сотен до десятков тысяч. Для остальных материалов (расплавы, цветные металлы, жидкие легкоплавкие эвтектики, графит, электролиты, электропроводящая керамика и т.д.) μ примерно равна единице. Например, при частоте 60 кГц глубина скин-слоя для меди около 1,5 мм, для железа $\approx 3,5$ мм.

Выше точки Кюри интенсивность теплового движения атомов ферромагнетика оказывается достаточной для разрушения его самопроизвольной намагниченности и изменения симметрии, в

результате ферромагнетик становится парамагнетиком. Деталь намагничивается во внешнем магнитном поле в направлении этого поля. Это приводит к резкому падению значения магнитной проницаемости с порядка $10^{-2} - 10^{-4}$ до единиц [2]. Вследствие этого увеличивается глубина скин-слоя в детали, что ведёт к гораздо большему тепловыделению и более быстрому нагреву детали. Величина скин-слоя растёт с уменьшением магнитной проницаемости и уменьшается с увеличением магнитной постоянной. Вследствие этого тепловыделение в нагреваемой детали увеличивается с уменьшением магнитной постоянной, это объясняется тем, что в большем скин-слое токи будут захватывать больший объём и, следовательно, тепловыделение в детали будет больше [4].

Известно, что магнитомягкие сплавы (стали) лучше поддаются нагреву в индукторе, чем магнитотвёрдые, так как у них коэрцитивная сила (магнитная твёрдость) меньше [1]. Уменьшение размера зерна, наклёп, напряжения в решётке, фазовые превращения вызывают увеличение коэрцитивной силы, следовательно детали, изготовленные из сплавов с большим размером зерна, будут нагреваться в индукторе интенсивнее, потому что у них коэрцитивная сила будет меньшей, чем у мелкозернистых.

Аустенитная парамагнитная сталь будет нагреваться быстрее ферромагнитной [4-7]. Из рис. 2 видно, что у ферритной стали после достижения точки Кюри происходит резкое падение температуры, токи распределяются по всему объёму детали и нагрев происходит медленнее. У аустенитной же стали токи текут сразу по всему объёму, благодаря её парамагнитным свойствам. Это значительно увеличивает скорость нагрева [4].

Металлический порошок (особенно ферромагнитный) полученный с помощью предварительного диффузионного легирования [8-13], является практически прозрачным для электромагнитного поля (см. рис. 1, 2). Гранулы металлической части изолированы друг от друга частицами флюса, поэтому электропроводность порошкового слоя и соответственно выделение энергии в нём очень малы.

Даже если порошок чистый и не содержит гранул флюса, электропроводность в нём в 15–20 раз меньше, чем у макродетали. Это объясняется в основном изоляцией гранул порошка воздушными пузырьками [3]. При сплавлении гранул шихты электропроводность образовавшегося сплошного слоя металла возрастет скачком и одновременно уменьшается расстояние между поверхностями индуктора. Это приводит к резкому возрастанию выделения энергии в этих участках наплавляемой поверхности [6].

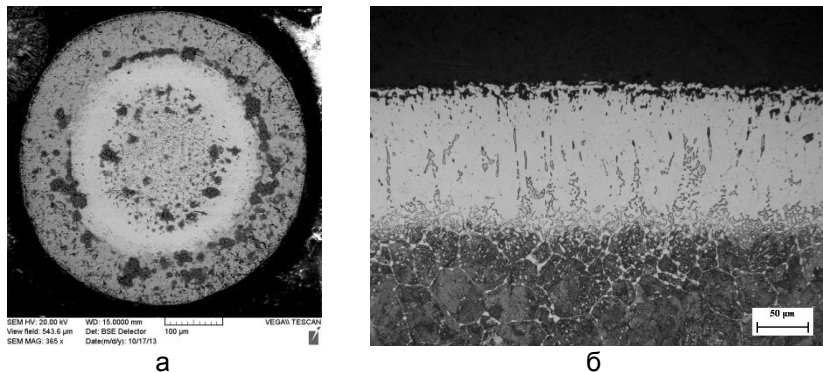


Рис. 1. Диффузионно-легированный сплав из металлических отходов производства:
 а – диффузионно-легированная дробь ДЧЛ 08;
 б – диффузионно-легированная стружка SUJ2

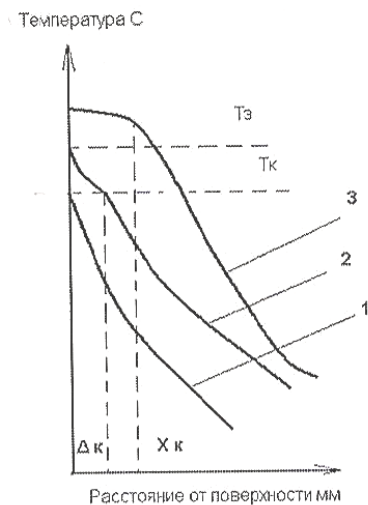


Рис. 2. Распределение температуры по сечению изделия при индукционном нагреве [4] (T_k – точка Кюри; T_z – температура закали; Δ – толщина скин-слоя; X_k – заданная глубина закали):
 1 – температура поверхности не достигла точки Кюри (начальный момент нагрева); 2 – температура поверхности выше T_k (середина нагрева по времени); 3 – металл прогрелся на заданную глубину закали (окончание нагрева)

Особенности взаимодействия переменного электромагнитного поля при индукционном нагреве с металлическими микрообъектами размером 0,1–1,0 мм

Магнитные домены имеют размеры порядка 10^{-5} – 10^{-4} м [5]. Частицы рассматриваемого порошка – 10^{-4} – 10^{-3} м. Ферромагнитный порошок является практически прозрачным для электромагнитного поля. Частицы порошка выстраиваются по силовым линиям поля, вибрируют из-за того, что оно переменное и, более того, высокочастотное. Парамагнитный порошок меньше подвержен вибрации в электромагнитном поле, вследствие анизотропии ориентации доменов в нём, однако в нём тоже не наблюдается наведения тока и, как следствие этого, непосредственный его нагрев [6].

Металлический порошок в высокочастотном электромагнитном поле не нагревается по двум причинам:

1. Гранулы металлической части изолированы друг от друга частицами флюса, поэтому электропроводность порошкового слоя и соответственно выделение энергии в нём очень малы.

2. Гранулы порошка имеют размер, сопоставимый с размерами доменов в металле, то есть каждая частичка порошка представляют собой как бы отдельный домен. Поэтому перестройки такой доменной структуры как единого целого происходить не может и токи в частицах порошка не протекают.

Размер доменов слабо зависит от размера зерна в металле. Изменить размер домена очень сложно (он 10^{-3} – 10^{-2} см), но одним из способов ограничения роста размера доменов является увеличение концентрации дефектов кристаллического строения. Эффективнее всего увеличение плотности дислокаций. Они замедляют рост зёрен в кристаллах сплавов и тем самым способствуют ограничению размера доменов [5].

Существенное значение на нагрев частиц в анализируемых условиях оказывает их размер. Гранулометрически самостоятельные частицы металлического порошка будут лучше нагреваться в электромагнитном поле если:

- 1) их размер будет не меньше 10^{-3} – 10^{-2} см для создания доменной структуры на уровне одной частицы (порядка 100 доменов в грануле порошка);

- 2) между свободно насыпанными частицами порошка будет увеличена электропроводность.

Выполненный анализ свидетельствует о решающей роли воздействия физических (магнитных) свойств порошка на результаты индукционного нагрева. Известно, что при использовании

ферромагнитного порошка тепловыделение непосредственно в наплавляемой шихте не происходит. В то же время парамагнитному порошку не требуется преодолевать точку Кюри для выстраивания своих доменов по силовым линиям поля, а следовательно, этот порошок сразу начнёт греться (хоть и слабее монолитной детали) под воздействием наведённых токов. Это значит, что парамагнитный порошок использовать для указанных задач предпочтительнее.

Рекомендации по физическим свойствам металлического порошка для эффективного индукционного нагрева и последующего расплавления

1. Парамагнитный порошок более предпочтителен.
2. Порошок с меньшей магнитной проницаемостью более эффективно нагревается в переменном магнитном поле.
3. Чем ниже точка Кюри нагреваемого порошка, тем лучше.
4. Композиционный порошок с дополнительной проводящей оболочкой лучше однородного металлического. На гранулы порошка лучше нанести тонкий слой высокопроводящего металла для улучшения электропроводности наплавляемого на деталь порошка.

Список литературы

1. Гуляев А.П. Металловедение. – М.: Металлургия, 1977. – 650 с.
2. Иванов В.Н., Фролов В.Я., Иванов Д.В. Индукционный нагрев металлов. Теория и практика. – СПб.: Изд-во Политех. ун-та, 2008. – 362 с.
3. Ткачёв В.Н., Фиштейн Б.М., Казенцев Н.В. Индукционная наплавка сплавов. – М.: Машиностроение, 1970. – 183 с.
4. Обработка изделий машиностроения с применением индукционного нагрева / [А.И. Гордиенко и др.] ; Национальная академия наук Беларуси, Физико-технический институт. – Мн.: Белорусская наука, 2009. – 287 с.
5. Федорченко И.М. Энциклопедия неорганических материалов: в 2 т. – Киев: Главная редакция Украинской советской энциклопедии, 1977. – 2 т.
6. Ткачёв В.Н. Работоспособность деталей машин в условиях абразивного изнашивания. – М.: Машиностроение, 1995. – 334 с.
7. Ландау Л.Д., Лифшиц Е.М. Теоретическая физика: в 10 т. – М.: Наука, 1987. – 10 т.
8. Пантелеенко Ф.И. Самофлюсующиеся диффузионно-легированные порошки на железной основе и защитные покрытия на них. – Мн.: УП «Технопринт», 2001. – 300 с.

9. Ворошнин Л.Г., Пантелеенко Ф.И., Константинов В.М. Теория и практика получения защитных покрытий с помощью ХТО. – 2-е изд., перераб. и доп. – Мн.: ФТИ; Новополоцк: ПГУ, 2001. – 148 с.
10. Износостойкие газотермические покрытия из диффузионно-легированных порошков на основе чугунной стружки / В.М. Константинов [и др.]; под ред. Ф.И. Пантелеенко. – Мн.: Технопринт, 2005. – 146 с.
11. Щербаков В.Г. Снижение температуры плавления диффузионно-легированных сплавов для индукционной наплавки // Литье и металлургия. – 2014. – № 1 (74). – С. 97–100.
12. Щербаков В.Г. Получение диффузионно-легированных сплавов в подвижных порошковых средах из металлических отходов производства для индукционной наплавки и пути повышения их технологических свойств // Литейные процессы: межрегион. сб. науч. тр. / под ред. В.М. Колокольцева. – Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2014. – Вып.13. – С. 90–98.
13. Щербаков В.Г. Оплавление диффузионно-легированных сплавов из металлических дискретных металлоотходов для получения защитных покрытий ТВЧ // Литейные процессы: межрегион. сб. науч. тр. / под ред. В.М. Колокольцева. – Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2015. – Вып.14. – С. 15–23.

УДК 621.74.046

В.В. Аникеев

Самарский государственный технический университет, г. Самара

ПОВЫШЕНИЕ ВЫХОДА ГОДНОГО ПОЛУНЕПРЕРЫВНОЛИТЫХ СТАЛЬНЫХ ЗАГОТОВОК БОЛЬШОГО СЕЧЕНИЯ

Технология полунепрерывного литья стальных заготовок большого сечения (500–700 мм) для электрошлакового, вакуумно-дугового переплавов и прессования имеет специфические особенности в сравнении с литьём в изложницы. Отличие состоит в отсутствии конусности заготовки и её большой относительной длине

($H/D > 5$), отсутствии прибыли и прибыльных надставок. Эти факторы неблагоприятно сказываются на условиях затвердевания заготовки и формировании усадочной раковины. В полунепрерывнолитых заготовках усадочная раковина имеет форму вытянутого конуса, переходящего в осевой зоне в пористость.

Известны способы уменьшения размеров усадочной раковины и уплотнения осевой зоны, создающие направленную кристаллизацию металла снизу вверх до окончания затвердевания заготовки. Сущность способов сводится к сохранению тепла или поддержанию более длительное время жидкой фазы металла в головной части заготовки. К таким способам относятся: снижение скорости вытягивания заготовок, что приводит к переохлаждению металла в ковше; доливка жидкого металла в процессе затвердевания заготовки; теплоизоляция головной части заготовки теплоизолирующей смесью; механическое перемешивание жидкой фазы в конце разливки; быстрый вывод заготовки из кристаллизатора с интенсивной подачей на него охладителя в зоне вторичного охлаждения [1]. Данные способы незначительно влияют на размеры усадочной раковины, протяжённость которой в среднем составляет 10% длины отливаемой заготовки. Эффективным способом уменьшения протяжённости усадочной раковины и осевой пористости, снижения головной обрезки перед ЭШП, ВДП и при прессовании является электрошлаковый обогрев графитовыми электродами и электрошлаковая подпитка стальными электродами из разливаемой марки стали головной части заготовок по окончании разливки [2-6].

Исследовали влияние технологии электрошлакового обогрева на протяжённость усадочной раковины, качество металла подусадочной области полунепрерывнолитых заготовок и качество слитков после ВДП. Исследование выполняли на заготовках диаметром 520 мм, массой 7,6 т из стали марок 03X11H10M2T (ЭП678У) и 30ХГСН2А и слитках ВДП после переплава в кристаллизаторе диаметром 630 мм на Златоустовском металлургическом заводе.

Электрошлаковый обогрев головной части заготовок проводили с помощью установки с основными техническими характеристиками, приведенными в таблице.

Основные технические характеристики установки электрошлакового обжига

Показатели	Значение
Тип трансформатора	ТШС-3000-3
Мощность трансформатора, кВА	570
Ток на фазу, А	1000–3000
Напряжение на электродах, В	40–60
Диаметр графитовых электродов, мм	75–100
Расход воды на охлаждение токоведущих частей, м ³ /ч	5
Ход каретки с электродами, мм	1500
Рабочая скорость перемещения каретки, мм/мин	50–350
Масса установки (с трансформатором), кг	3000

Работа установки в процессе обжига приведена на рис. 1.

После прекращения подачи металла в кристаллизатор отключается механизм вытягивания заготовки, а в кристаллизатор из сталеразливочного ковша заливают электропечной шлак толщиной 50 - 80 мм. Графитовые электроды устанавливают в рабочее положение. Обогрев начинают не позднее одной минуты после окончания разливки. В шлаковую ванну дополнительно присаживают при необходимости электропечной шлак или флюсы АНФ-6 ($\text{CaF}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$) и АН-29 ($\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$). Продолжительность обжига составляла 0,9...0,95 времени затвердевания электрода. Управление процессом обжига осуществляется автоматически.

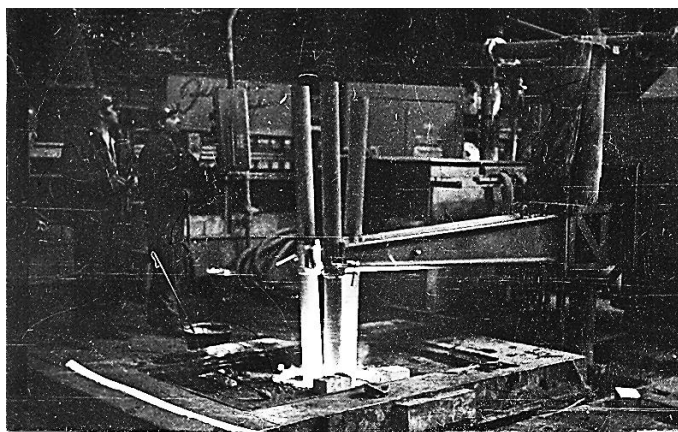


Рис. 1. Электрошлаковый обжиг головной части заготовки диаметром 520 мм

Макроструктура подусадочной области заготовок плотная, без видимых дефектов, в том числе в осевой зоне (рис. 2). Ниже зоны действия обогрева в средней части заготовки наблюдается слабовыраженная осевая рыхлость, не превышающая $1/5$ длины электрода. Высокое качество макроструктуры подтверждается при снятии серного отпечатка: дефекты усадочного и ликвационного происхождения отсутствуют. Ликвация элементов по высоте и сечению заготовок практически отсутствует. В зоне действия обогрева в 2 раза снижается содержание серы в сравнении с ковшевой пробой, но несколько увеличивается содержание углерода (при использовании графитовых электродов) и кремния (повышенная температура способствует его восстановлению из шлака); их содержание не выходит за пределы марочного состава. Отмечается снижение количества неметаллических, в частности сульфидных, и газовых включений. На качество поверхности и геометрию заготовок электрошлаковый обогрев не влияет. Усадочная раковина принимает форму чаши (рис. 2, а), её протяжённость снижается в 2–2,5 раза. Качество металла головной части заготовок практически не отличается от основного металла.

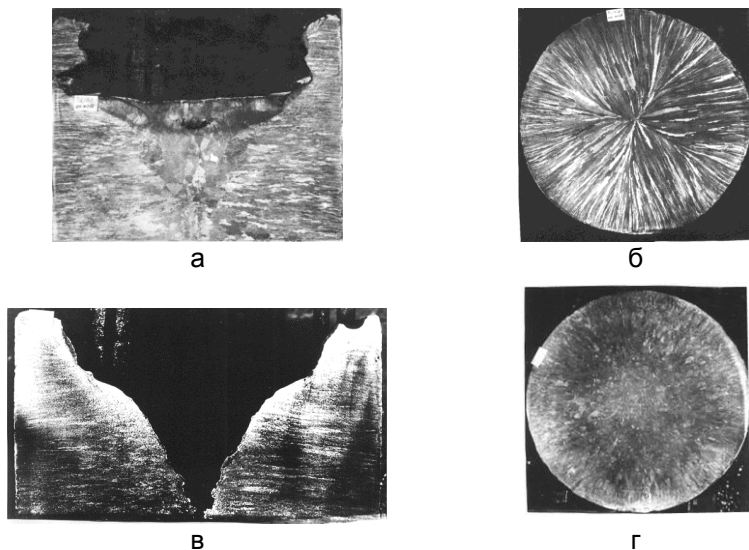


Рис. 2. Макроструктура головной части заготовок диаметром 520 мм стали марок ЭП678У и 30ХГСН2А с электрошлаковым обогревом: а, б – ЭП678У, продольное и поперечное сечение (уровень 260 мм), время обогрева 60 мин; в – ЭП678У, время обогрева 30 мин; г – 30ХГСН2А, уровень 300 мм, время обогрева 60 мин

Вакуумно-дуговой переплав заготовок после обрезки головной части проходил без замечаний, при отсутствии сильной ионизации и выделений шлака и соответствовал ходу переплава остальной части заготовок. Уровень механических свойств проката ВД-слитков (σ_b , σ_T , δ , ψ , a_n) превышает нормы технических условий на 20–50% и практически не отличается от свойств металла, наплавленного из катаных заготовок.

Выводы

1. Разработана технология электрошлакового обогрева полунепрерывнолитых заготовок для электрошлакового, вакуумно-дугового переплава и прессования из легированных сталей.

2. Электрошлаковый обогрев улучшает качество подусадочной области отливаемых заготовок; протяжённость усадочной раковины снижается в 2–2,5 раза. Качество металла вакуумно-дугового переплава удовлетворяет предъявляемым требованиям.

Список литературы

1. Бровман М.Я. Непрерывная разливка металлов. – М.: «ЭКО-МЕТ», 2007. – 484 с.
2. Обогрев и подпитка полунепрерывных слитков с применением электродов / И.К. Марченко, Г.Г. Галентовский, В.Х. Римен, В.В. Анিকেев, С.К. Филатов // Сталь. – 1980. – №10. – С. 902-903.
3. Исследование режимов электрошлакового обогрева и качества металла расходуемых электродов, отливаемых на машинах полунепрерывного литья / И.К. Марченко, Г.Г. Галентовский, В.С. Кошман, В.В. Анিকেев // Проблемы специальной электрометаллургии. – Вып. 18. – Киев: Наукова думка. – 1983. – С. 18-24.
4. Анিকেев В.В., Галентовский Г.Г., Зонненберг Н.Н. Повышение физико-химической однородности стальных отливок и слитков при электрошлаковом обогреве и подпитке // II Междунар. науч.-практ. конф. «Прогрессивные литейные технологии». – М.: МИСиС, 2002. – С. 94-96.
5. Анিকেев В.В. Технология получения и качество полунепрерывнолитых расходуемых электродов для ВДП // Электрометаллургия. – 2013. – №12. – С. 10-15.
6. Анিকেев В.В. Исследование технологии и качества полунепрерывнолитых расходуемых электродов для вакуумно-дугового переплава с электрошлаковым обогревом // Изв. Самарского научного центра РАН. – 2014. – Т. 16. – №1(2). – С. 346-351.

Раздел 5

ВОПРОСЫ ЭКОЛОГИИ И ЭКОНОМИКИ В ЛИТЕЙНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

УДК 669.715

**Л.В. Трибушевский, Б.М. Немененок, Г.А. Румянцева,
И.А. Горбель**

Белорусский национальный технический университет, г. Минск

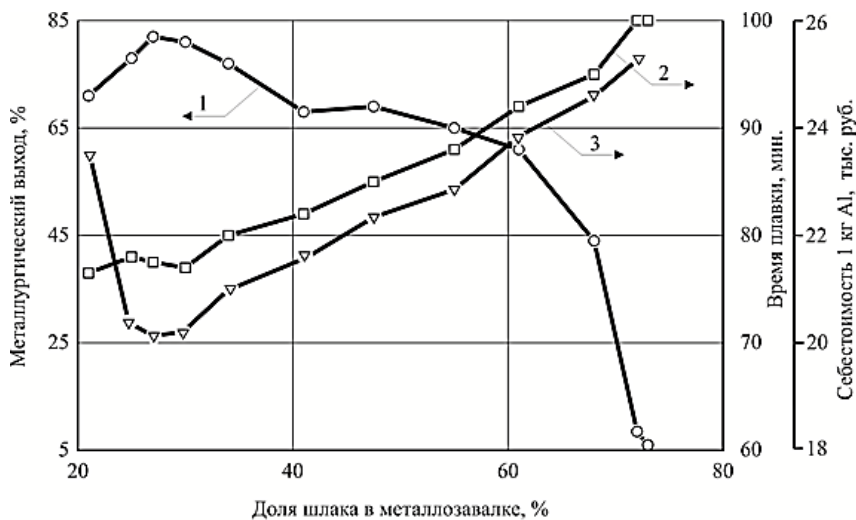
КОМПЛЕКСНАЯ ПЕРЕРАБОТКА ОТХОДОВ АЛЮМИНИЯ – СПОСОБ РЕШЕНИЯ ЭКОЛОГИЧЕСКИХ И ЭКОНОМИЧЕСКИХ ВОПРОСОВ

Постоянно растущие цены на энергоносители вместе с ужесточающимися положениями о защите окружающей среды являются движущей силой для разработки современных технологий рециклинга отходов алюминия. Поэтому разработка безотходной технологии рециклинга стружки и шлаков алюминиевых сплавов является актуальной и представляет научный, практический и экономический интерес. В настоящее время во многих странах приоритетными в государственной промышленной политике становятся малоотходные и безотходные технологии, чистые технологические процессы и промышленные производства, обеспечивающие комплексное использование всех видов сырья [1].

Эффективность процессов переработки алюминиевых стружки и шлаков зависит от многих факторов. Для выбора наиболее рациональных параметров технологии плавки в короткопламенной роторной печи, обеспечивающих минимальную себестоимость получаемого алюминиевого сплава, анализировали результаты 180 плавов. При проведении исследований в качестве компонентов шихты использовали алюминиевую стружку с засорённостью 6 и 25 %; алюминиевые шлаки с содержанием 50–68 % алюминия и просев алюминиевого шлака с фракцией более 10 мм. В ходе проведения плавов контролировали состав и массу шихты, засорённость стружки, металлургический выход, химический со-

став получаемого сплава и продолжительность плавки. Массу стружки в ходе плавки варьировали в пределах 140–440 кг, добавку шлака изменяли в пределах 0–360 кг, просев шлака добавляли в количестве 0–160 кг на плавку. Флюс при плавке не использовали.

При расчёте себестоимости получаемого сплава учитывали затраты на топливо, электроэнергию, шихтовые материалы и заработную плату с налогами для бригады плавильщиков. Установлено, что увеличение доли шлака с 22 до 30% в металлозавалке, состоящей из шлака и алюминиевой стружки, приводит к повышению металлургического выхода с 71 до 83 % (см. рисунок).



Влияние доли шлака в металлозавалке на металлургический выход (1), длительность плавки (2), себестоимость получаемого сплава (3)

Длительность плавки при этом изменяется незначительно и находится в пределах 76–78 мин, что можно объяснить условиями хорошей теплопроводности шихты из-за заполнения шлаком промежутков между частицами стружки. С ростом добавки шлака шихта насыщается оксидом алюминия с низкой теплопроводностью, что задерживает процесс нагрева шихты и ее плавления и приводит в результате к увеличению продолжительности плавки. Так, при доле шлака в металлозавалке чуть больше 60 % время плавки составляет 92 мин. С увеличением доли шлака с 30 до 68 % отмечается устойчивое снижение металлургического выхода с 83 до

44 %. При содержании шлака в металлозавалке более 68 % металлургический выход падает до 7 % с увеличением длительности плавки с 95 до 100 мин. Следует отметить, что при таком варианте плавки роль флюса выполняли только соли, которые содержались в шлаке. По мере увеличения доли шлака в шихте происходило накопление тугоплавких оксидов алюминия, вносимых шлаком, что приводило к росту вязкости флюсов и снижению их способности к растворению Al_2O_3 . Это и привело в итоге к снижению металлургического выхода. Такая закономерность установлена при засоренности стружки 25 % [2].

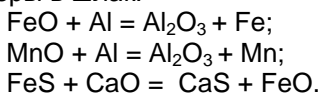
С одной стороны, при увеличении длительности плавки металлургический выход должен повыситься из-за лучшего отделения капель металла от шлака, но одновременно протекают и окислительные процессы, которые способствуют угару металла и его выносу вместе с дымовыми газами, учитывая конструктивные особенности плавильной печи. При этом растут затраты на топливо, электроэнергию для воздухоподувки и заработную плату. Себестоимость получаемого сплава является интегральной характеристикой, зависящей от ряда факторов: качества и стоимости сырья, длительности плавки и металлургического выхода. Поэтому зависимость себестоимости алюминиевого сплава от состава металлозавалки имеет экстремум, приходящийся на содержание шлака в шихте, соответствующее 25–30 % (см. рисунок). Увеличение доли шлака сверх указанного или её уменьшение в составе металлозавалки приводит к росту себестоимости.

Анализ проведенных плавок показывает, что состав шихты существенно влияет на металлургический выход, длительность плавки и себестоимость получаемого сплава [2, 3]. При этом результирующий показатель (себестоимость) получается минимальным на уровне 20,0–20,2 тыс. руб. при доле шлака в металлозавалке 25–30 % и отношении шлака к стружке 35–45 %.

Следует отметить, что максимальный диапазон изменения себестоимости получаемого сплава в зависимости от исследованных вариантов состава шихты составляет 3–5 тыс. руб. за 1 кг без учета затрат на экологический налог и захоронение образующихся вторичных шлаков. Дальнейшее снижение себестоимости возможно при реализации безотходной или малоотходной технологии плавки, которая предусматривает не захоронение образующихся отходов от вторичной плавки, а использование их для производства нового товарного продукта, востребованного в металлургии или других производственных сферах.

В качестве такого продукта была выбрана алюминиевая раскислительная смесь (АРС). Согласно техническим условиям на данный материал в нём должно содержаться: 20–24 % Al, 50–65 % Al₂O₃, 1,5–7 % С, 4–6 % Fe₂O₃, до 6 % (Na₂O + K₂O), 4–6 % CaO, 4–6 % MgO. Для получения данной смеси использовали измельчённый вторичный шлак, полученный при плавке в короткопламенной роторной печи, в качестве отхода. К нему добавляли отсев алюминиевой стружки для получения необходимой концентрации по алюминию. Данные компоненты в требуемой пропорции смешивали и расфасовывали в полиэтиленовые мешки по 20 кг. Расфасованную смесь упаковывали в контейнеры типа «Биг-Бег» и направляли на Белорусский металлургический завод для раскисления стали на установке «печь-ковш».

При плавке стали в большегрузных электродуговых печах удаление серы из расплава стали проводится за пределами плавильного агрегата на установке «печь-ковш». Необходимыми условиями для удаления серы из расплава в шлак являются высокая основность шлака и его низкая окисленность. Высокая основность шлака обеспечивается добавками извести в сталеразливочный ковш, а для обеспечения низкой окисленности шлака проводят его обработку раскислительными смесями типа АРС. Алюминий, содержащийся в АРСе, в количестве 20–24 % взаимодействует с оксидами железа и марганца и тем самым снижает окисленность шлака. Таким образом, создаются благоприятные условия для удаления серы в шлак:



Присадку алюминиевой раскислительной смеси осуществляли сразу после выпуска стали из электродуговой печи в сталеразливочный ковш и при дальнейшей обработке металла на установке печь-ковш. Расход АРС составлял 40–120 кг на плавку. Цвет шлака в стальковше в ходе обработки в зависимости от окисленности шлака (суммы оксидов FeO и MnO) изменялся с чёрного до светло серого и белого. Белый цвет рафинирующего шлака характеризует низкое содержание в нём FeO и MnO. Химический состав шлака до и после обработки представлен в табл. 1.

Как видно из табл. 1 добавка раскислительной смеси приводит к снижению окисленности шлака с 1,61 до 0,53 и увеличению в нём содержания серы с 0,375 до 0,608 %. В результате такой обработки снижается содержание серы и в обрабатываемой стали.

Таблица 1

Влияние добавок раскислительной смеси (АРС) на состав шлаков установки «печь-ковш»

Компоненты шлака	Содержание компонентов, %	
	Исходный шлак	После добавки АРС
CaO	55,45	59,84
SiO ₂	18,66	16,30
Al ₂ O ₃	13,86	17,58
MgO	9,89	5,01
MnO	0,84	0,30
FeO	0,77	0,23
P ₂ O ₅	0,064	0,066
Cr ₂ O ₃	0,091	0,066
S	0,375	0,608
(FeO+ MnO)	1,61	0,53
(CaO+MgO)/(SiO ₂ + Al ₂ O ₃)	2,0	1,91

В табл. 2 приведены данные по степени десульфурации стали при её обработке на установке «печь-ковш».

Таблица 2

Степень десульфурации стали на установке «печь-ковш» при проведении опытных плавов

Марка стали	Содержание серы в пробе, масс. %		Степень десульфурации, %
	до обработки (C _{S1})	после добавки АРС (C _{S2})	
Ст 3 сп	0,045	0,027	40,0
Ст 3 сп	0,054	0,029	46,3
Ст 3 сп	0,047	0,027	42,6
Ст 3 сп	0,058	0,032	44,8
BST 500S	0,045	0,021	53,3
BST 500S	0,051	0,029	43,1
SAE 1008	0,042	0,016	61,9
25Г2С	0,047	0,026	44,7
В 500 В	0,046	0,026	43,5

Независимо от марки стали степень десульфурации колеблется от 40 до 61,9 %. Средние значения по степени десульфурации составили 43,35 %, что несколько выше сравнительных плавов

с использованием стандартных раскислительных смесей (39,6 %). Высокая степень десульфурации объясняется взаимодействием СаО рафинирующего шлака с серой, содержащейся в расплаве, и частичным взаимодействием с ней алюминия, который входит в состав АРС. Термодинамические расчёты подтвердили возможность взаимодействия алюминия с серой. Проведенные опытные плавки показали возможность использования опытной раскислительной смеси, полученной на основе вторичного алюминиевого шлака, для раскисления стали на установке «печь-ковш». Основываясь на результатах исследований, была предложена схема безотходной технологии переработки алюминиевой стружки и шлаков. Реализация данной схемы переработки алюминиевой стружки и шлаков позволяет получать чушковые марочные сплавы типа АК5М2 и АВ87, а также раскислительные смеси для сталеплавильного производства. При этом отпадает необходимость в захоронении вторичных алюминиевых шлаков и уплате экологического налога, повышается рентабельность производств, связанных с переработкой отходов алюминия.

Список литературы

1. Гогин В.Б., Шадаев Д.А. Современные направления развития технологии рециклинга алюминия (по материалам 3-й конференции «Рециклинг алюминия», Москва 29–31 марта 2006 г.) // Технология легких сплавов. – 2006. – № 4. – С. 101–118.
2. Влияние состава шихты на себестоимость получаемого сплава при плавке в короткопламенной роторной печи / Л. В. Трибушевский [и др.] // Металлургия: Респ. межвед. сб. науч. тр. – Минск: БНТУ, 2015. – № 36. – С. 151-158.
3. Выбор рационального состава шихты при плавке алюминиевой стружки и шлака в короткопламенной роторной печи / Л.В. Трибушевский [и др.] // Литьё 2015: материалы XI междунар. науч.-практ. конф. / Запорож. торг. пром. пал.: редкол.: О.И. Пономаренко. – Запорожье, 2015. – С. 130–131.

ИМЕННОЙ УКАЗАТЕЛЬ

- А**
 Аникеев В.В. 28, 141
 Ахметова А.А. 94
- Б**
 Барановский К.Э. 15
 Баринов А.Ю. 99
 Бегинюк В.А. 36
 Белый А.Н. 11
 Брусницын С.В. 53
- В**
 Вдовин К.Н. 94, 112, 124
- Г**
 Габбасов Р.Д. 67
 Горбель И.А. 146
 Горбунов В.Б. 46
- Д**
 Дашкевич В.Г. 136
 Дубровин В.К. 67
 Дувалов П.Ю. 15
 Дьячков В.Н. 99
- Е**
 Егорова Л.Г. 124
- З**
 Завьялова Е.С. 129
 Зарицкий Б.Б. 112
 Зонненберг Н.Н. 28
- И**
 Ивкин М.О. 53
- К**
 Калиниченко А.С. 11
 Камалова Г.Я. 73
 Комаров О.С. 15
 Комарова Т.Д. 4, 103
 Константинов В.М. 136
 Крылова Е.А. 88
 Кулаков Б.А. 67
 Кулинич И.Л. 11
- М**
 Машкин С.О. 73
 Миникаев С.Р. 36
 Мошкунов В.В. 88, 118, 129
 Мысик Р.К. 53
- Н**
 Немененок Б.М. 4, 103, 146
 Нефедов А.В. 43
 Нефедьев А.А. 94
 Никитин В.И. 22, 28
 Никитин К.В. 99
- О**
 Овчинникова Е.В. 46
- П**
 Позняк О.А. 11
 Потапова М.В. 46
 Проворова И.Б. 15
- Р**
 Радомская В.В. 112
 Розенберг Е.В. 15
 Романюк В.В. 22
 Румянцева Г.А. 146
- С**
 Савинов А.С. 112
 Сибатуллин С.К. 36
 Сибатуллина М.И. 36
 Слуцкий А.Г. 11
 Столяров А.М. 88, 118, 129
 Сулицин А.В. 53
 Сычков А.Б. 73
- Т**
 Точилкин В.В. 43
 Трибушевский Л.В. 146
- У**
 Урбанович Н.И. 15
- Х**
 Харченко А.С. 36
 Харченко Е.О. 36
- Ш**
 Шаповалов А.Н. 46
 Шейнерт В.А. 11
 Шекшеев М.А. 73
- Щ**
 Щербаков В.Г. 58, 136
- Я**
 Ячиков М.И. 124

СОДЕРЖАНИЕ

ВСТУПИТЕЛЬНОЕ СЛОВО ГЛАВНОГО НАУЧНОГО РЕДАКТОРА	3
------------------------------------------------------------------	----------

Раздел 1

Процессы плавки и обработки литейных сплавов

Т.Д. Комарова, Б.М. Немененок Отработанные катализаторы нефтехимии – источник материалов для литейного производства	4
А.С. Калинин, А.Г. Слущкий, В.А. Шейнерт, А.Н. Белый, И.Л. Кулинич, О.А. Позняк Использование «чипс»-лигатуры на основе меди для высокопрочного чугуна	11
О.С. Комаров, К.Э. Барановский, И.Б. Проворова, Е.В. Розенберг, Н.И. Урбанович, П.Ю. Дувалов Обработка сталей, хромистых и серых чугунов комплексными модификаторами, содержащими поверхностноактивные элементы	15
В.В. Романюк, В.И. Никитин Наследственное влияние деформированных отходов на свойства алюминиево-кремниевых сплавов	22
В.В. Анিকেев, В.И. Никитин, Н.Н. Зонненберг Наследственное влияние состава шихтовых материалов на структуру и свойства отливок из стали и чугуна	28
С.К. Сибатуллин, А.С. Харченко, Е.О. Харченко, М.И. Сибатуллина, С.Р. Миникаев, В.А. Бегинюк Действие расхода природного газа на коэффициент сопротивления шихты в зависимости от условий хода доменной плавки	36
А.В. Нефедов, В.В. Точилкин Современные способы совершенствования оборудования МНЛЗ	43

Е.В. Овчинникова, В.Б. Горбунов, А.Н. Шаповалов, М.В. Потапова Применение термического анализа для оценки поведения компонентов аглошихты	46
Р.К. Мысик, С.В. Брусницын, А.В. Сулицин, М.О. Ивкин Изучение кинетики растворения хрома в расплаве меди	53

Раздел 2

Металловедение и термообработка сплавов и отливок

В.Г. Щербаков Особенности формирования индукционной наплавкой диффузионно-легированных сплавов из отходов чугуновой дроби после кратковременной высокотемпературной обработки концентрированными источниками энергии	58
Р.Д. Габбасов, Б.А. Кулаков, В.К. Дубровин Поведение интерметаллидного титан-алюминиевого сплава при нагреве и охлаждении	67
А.Б. Сычков, М.А. Шекшеев, С.О. Малашкин, Г.Я. Камалова Технология термического упрочнения – термической правки фасонных профилей проката	73
Е.А. Крылова, А.М. Столяров, В.В. Мошкунов Изучение влияния мягкого обжатия на химическую неоднородность осевой части непрерывнолитых слябов из трубной стали	88
К.Н. Вдовин, А.А. Нефедьев, А.А. Ахметова Фазовые превращения при нагреве легированной высокомарганцевой стали	94

Раздел 3

Технология литейной формы

В.Н. Дьячков, К.В. Никитин, А.Ю. Баринов Эффективная технология изготовления керамических форм на основе плавленного кварца для литья по выплавляемым моделям	99
-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------	----

Т.Д. Комарова, Б.М. Немененок Противопригарные краски с алюминатом натрия	103
К.Н. Вдовин, А.С. Савинов, Б.Б. Зарицкий, В.В. Радомская Прочность оболочковых форм	112

Раздел 4 Специальные способы литья

В.В. Мошкунов, А.М. Столяров Особенности отливки непрерывнолитых слябов толщиной 190 мм на одноручьевой МНЛЗ	118
К.Н. Вдовин, Л.Г. Егорова, М.И. Ячиков Производство валков методом электрошлакового переплава	124
В.В. Мошкунов, А.М. Столяров, Е.С. Завьялова Влияние параметров непрерывной разливки трубной стали на качество толстого горячекатаного листа	129
В.М. Константинов, В.Г. Дашкевич, В.Г. Щербаков Анализ процесса взаимодействия переменного электромагнитного поля с диффузионно-легированными стальными и чугунными порошками	136
В.В. Аникеев Повышение выхода годного полунепрерывнолитых стальных заготовок большого сечения	141

Раздел 5 Вопросы экологии и экономики в литейном производстве

Л.В. Трибушевский, Б.М. Немененок, Г.А. Румянцева, И.А. Горбель Комплексная переработка отходов алюминия – способ решения экологических и экономических вопросов	146
ИМЕННОЙ УКАЗАТЕЛЬ	134

Научное издание

ЛИТЕЙНЫЕ ПРОЦЕССЫ

Межрегиональный сборник научных трудов

Под редакцией В.М. Колокольцева

Выпуск 15

Редактор Н.В. Кутекина

Компьютерная верстка Т.В. Леонтьевой

Подписано в печать 30.12.2016. Рег. № 219-16. Формат 60x84/16. Бумага тип. № 1.

Плоская печать. Усл.печ.л. 9,75. Тираж 100 экз. Заказ 681.



Издательский центр ФГБОУ ВО «МГУ им. Г.И. Носова»

455000, Магнитогорск, пр. Ленина, 38

Участок оперативной полиграфии ФГБОУ ВО «МГУ им. Г.И. Носова»