

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РФ

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

11

Издается с января 1958 г. ежемесячно

2012

Главный редактор:

Ю.С. ЮСФИН

Заместитель главного редактора:

С.П. МОЧАЛОВ

Ответственный секретарь:

А.Г. ГЛЕБОВ

Заместитель ответственного секретаря:

Н.П. ОЛЕНДАРЕНКО

Члены редакционной коллегии:

М.В. АСТАХОВ

Г.В. АШИХМИН

В.Д. БЕЛОВ

Е.П. ВОЛЫНКИНА

С.М. ГОРБАТЮК

ГУОИ ТАНГ (Китай)

К.В. ГРИГОРОВИЧ, редактор раздела

«Ресурсосбережение в черной металлургии»

В.Е. ГРОМОВ

А.В. ДУБ, редактор раздела

«Инжиниринг в черной металлургии»

Р. КАВАЛЛА

В.М. КОЛОКОЛЬЦЕВ

К.Л. КОСЫРЕВ, редактор раздела

«Металлургические технологии»

В.В. КУРНОСОВ

С.С. ЛАЗУТКИН

Л.П. МЫШЛЯЕВ, редактор раздела

*«Информационные технологии
и автоматизация в черной металлургии»*

С.А. НИКУЛИН

Г.С. ПОДГОРОДЕЦКИЙ

Л.А. ПОЛУЛЯХ

Е.В. ПРОТОПОПОВ

Л.М. СИМОНЯН, редактор раздела

*«Рациональное природопользование
в черной металлургии»*

С.В. СОЛОДОВ

Н.А. СПИРИН

М.В. ТЕМЛЯНЦЕВ

М.Р. ФИЛОНОВ, редактор раздела

«Материаловедение и нанотехнологии»

М.О. ШПАЙДЕЛЬ (Швейцария)

А.Б. ЮРЬЕВ

Настоящий номер журнала подготовлен к печати
Национальным исследовательским технологическим университетом «МИСиС»

Адреса редакции:

119049, Москва, Ленинский пр-т, д. 4

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
тел./факс (499) 236-14-27;

654007, Новокузнецк, 7, Кемеровской обл., ул. Кирова, д. 42

Сибирский государственный индустриальный университет, тел. (3843) 74-86-28

Журнал представлен в сети INTERNET на сервере «Металлургическая отрасль России» (www.rusmet.ru)

по адресам: <http://www.rusmet.ru/izvuzchermet>

E-mail: ferrous@misis.ru

http://www.sibsiu.ru/Divisions_RedJizVz.shtml

E-mail: redjizvz@sibsiu.ru

В.В. Бодряга¹, В.А. Кравец², Ф.В. Недопекин¹

¹ Донецкий национальный университет

² Донбасская национальная академия архитектуры и строительства

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПАРАМЕТРОВ ВЫБРОСОВ ПРИ СЛИВЕ ЧУГУНА ИЗ МИКСЕРА В КОВШ НА МК «АЗОВСТАЛЬ»

Одним из источников неорганизованных выбросов в конвертерных цехах является процесс слива чугуна из миксера в ковш. Выполнение данной технологической операции сопровождается образованием и выделением значительного количества пыли. Основные составляющие пыли – графитная спель (около 30 %) и бурый дым (около 70 %) [1, 2]. Часть этих выбросов удаляется из цеха, а часть оседает на металлоконструкциях.

Газовые потоки, образующиеся при наполнении ковша жидким чугуном, играют важную роль в процессе образования бурого дыма и формировании факела выбросов из ковша. Поток воздуха доставляет кислород в зону диспергирования струи металла, затем происходит взаимодействие кислорода газовой фазы с брызгами чугуна и образовавшийся в результате этого взаимодействия бурый дым выносится из ковша потоком выбросов в окружающую среду.

Одним из эффективных методов снижения выбросов бурого дыма является подача в ковш нейтрального газа, например, азота. Подавая газ в ковш в период наполнения его чугуном, можно существенно снизить выбросы бурого дыма при условии, что нейтральный газ будет достигать зоны диспергирования струи металла. Однако подача нейтрального газа со значительного расстояния с большой скоростью может привести к дополнительному диспергированию металла и не к снижению,

а к возрастанию выбросов. Если же подавать нейтральный газ с малой скоростью, то возникает опасность, что газ будет уноситься встречным потоком выбросов и не достигнет зоны диспергирования чугуна [3]. Поэтому необходимо подавать нейтральный газ с рациональной скоростью (рис. 1).

Зависимость выражает связь между степенью пылеподавления и управляемыми технологическими и конструктивными параметрами [3]:

$$\varepsilon = 1 - \left(\frac{0,25Q^2}{w_{кр}^2 n^2 (0,085ld + 0,145d^2)^2} - \frac{0,81Q}{w_{кр} n (0,085ld + 0,145d^2)} + 1 \right) \times \exp \left(21,655 - \frac{1}{0,04618 - 0,016 \frac{Q}{V}} \right) \times \frac{1}{\sqrt{1 - 0,347 \frac{Q}{V}}}, \quad (1)$$

где ε – степень пылеподавления; $w_{кр}$ – критическая скорость струи нейтрального газа, при которой начинается дробление капель чугуна, м/с; n – количество сопел, через которые осуществляется подача азота; Q – расход нейтрального газа, м³/с; V – объемный расход в факеле выбросов, м³/с; d – диаметр сопла, м; l – расстояние от сопла до поверхности взаимодействия, м.

Параметры выбросов при переливах чугуна важны при проектировании установок пылеподавления нейтральным газом. В частности, в расчеты эффективности пылеподавления входят величины расхода в факеле выбросов, температура и запыленность потока и т.д. Все эти величины относятся к числу определяемых экспериментально, что требует значительных затрат труда и времени, поэтому обобщение этих материалов и сведение их к удобным усредненным показателям имеет большое практическое значение.

С целью определения средней скорости поднятия выбросов бурого дыма выполнена цифровая кино-



Рис. 1. Перелив чугуна из миксера в ковш с работающей установкой пылеподавления азотом в миксерном отделении кислородно-конвертерного цеха МК «Азовсталь»

съемка перелива жидкого чугуна из миксера в ковш при отсутствии применения пылеподавления азотом.

Съемка выполнялась в миксерном отделении кислородно-конверторного цеха металлургического комбината (МК) «Азовсталь» при сливе чугуна из 2500-т миксера в 350-т конвертерный ковш.

Исследования параметров выбросов при наполнении ковша расплавом металла показали, что можно выделить два периода перелива: пиковый выброс в начале процесса наполнения ковша и основной период слива, причем характеристики потока запыленных газов при переходе от одного периода к другому резко меняются.

Пиковый выброс происходит при соударении струи металла с твердой поверхностью футерованного дна ковша и длится в течение времени, необходимого для заполнения ковша примерно на 10 %. После этого на дне ковша образуется «подушка» жидкости, смягчающая удар, и параметры потока выбросов резко меняются. При пиковом выбросе все основные характеристики потока выбросов (запыленность, скорость потока, диаметр факела, температура) превышают соответствующие параметры основного периода слива. Это связано с образованием большого количества брызг металла при ударе о футеровку и с высокой интенсивностью окислительных процессов, идущих с выделением тепла. Данные по исследованию пикового выброса приводятся в табл. 1.

Скорость в факеле выбросов определялась по методике обработки косвенных измерений [4]: вся съемка была переведена в кадры, временной масштаб – 25 кадров = 1 с. Затем определялся масштаб киносъемки как отношение известного размера – диаметра ковша к размеру на экране, определяемому в пикселях. Диаметр ковша равен 5 м, на экране он составляет 150 пикселей. Следовательно, размерный масштаб – 1 м = 30 пикселей. Уравнение для определения скорости газового выброса:

$$v = \frac{L}{\tau} = \frac{25x}{30n} = \frac{5x}{6n}, \quad (2)$$

где $\tau = n/25$ – время наблюдения, с; n – число прошедших кадров; $L = x/30$ – расстояние, пройденное выбросом, м; x – количество пикселей на экране, соответствующих этому расстоянию.

Экспериментальные данные были обработаны в соответствии с поэтапной методикой [4]. В данном слу-

Таблица 1

Данные параметров выбросов в начальный период слива

| Параметр потока выбросов | Значение |
|------------------------------------|-----------|
| Скорость, м/с | 4 ÷ 5,2 |
| Диаметр факела, м | 3,8 ÷ 5,1 |
| Расход в факеле, м ³ /с | 45 ÷ 107 |

чае мы имеем дело с обработкой результатов косвенных измерений, так как находим значение искомой величины (скорости выбросов v) по результатам прямых измерений других величин (время и высота поднятия выбросов), с которыми измеряемая величина связана функциональной зависимостью.

Полученные значения скорости выбросов (v) в основной период слива и погрешности (Δ) приведены в табл. 2.

Подсчитаем среднее значение скорости:

$$\bar{v} = \frac{1}{8} \sum_i v_i = \frac{16,41}{8} \approx 2,05,$$

где v – средняя скорость выбросов, м/с.

Обработав результаты экспериментальных исследований, можно прийти к выводу, что значения скорости газовых выбросов в разные моменты времени основного периода слива чугуна представляют собой пульсацию вокруг среднего значения (2,05 м/с). По результатам обработки эксперимента построен график (рис. 2).

Расход газов в выбросах определяется по уравнению

$$V = S\bar{v}, \quad (3)$$

где S – площадь зоны выбросов, м².

Учитывая, что диаметр 350-т ковша равен 5 м и учитывая примерные размеры зоны выбросов, после подстановки в уравнение (3) численных значений получим, что объемный расход выбросов приблизительно равен 40,2 м³/с.

Снижения выбросов бурого дыма при переливах чугуна можно достичь, уменьшая концентрацию кислоро-

Таблица 2

Экспериментальные значения скорости и ее погрешность в основной период слива

| $\tau_{\text{ср}}$, с | 15 | 30 | 45 | 60 | 75 | 90 | 105 | 120 |
|------------------------|------|------|------|------|------|------|------|------|
| v_i , м/с | 1,70 | 2,22 | 2,30 | 2,31 | 2,17 | 1,97 | 2,02 | 1,72 |
| Δ , м/с | 0,27 | 0,35 | 0,24 | 0,16 | 0,37 | 0,49 | 0,25 | 0,37 |

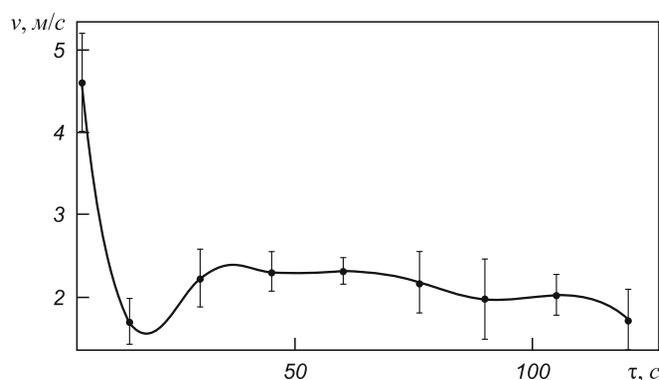


Рис. 2. Изменение скорости выбросов бурого дыма при сливе чугуна из миксера в ковш

да в газовой фазе. Этого можно добиться подачей в зону дымообразования нейтрального газа. Эффективным инструментом подавления бурого дыма является разработанная технология с применением нейтрального газа. Азот при сливе чугуна из миксера подается через стационарные сопла, укрепленные над ковшом. В табл. 3 приведены численные значения, характеризующие условия процесса перелива чугуна из миксера в ковш для миксерного отделения МК «Азовсталь».

Значения $w_{кр}$ находим по уравнению

$$w_{кр} = 24,2 - \sqrt{2gh}. \quad (4)$$

Для определения объемного расхода воспользуемся законом сохранения. Получим, что объемный расход в факеле выбросов связан с объемным расходом воздуха, поступающего в ковш. При этом необходимо учесть неизотермичность процесса вследствие того, что поток выбросов, который выносится, нагревается до 200 °С

$$V = \alpha V_0, \quad (5)$$

где $\alpha = 0,577$ – коэффициент объемного расширения; V – объемный расход воздуха, поступающего в ковш, м³/с.

Расчеты с использованием формулы и данных табл. 3 приводятся для случая использования в установке пылеподавления трех сопел. Графическое представление показано на рис. 2. Таким образом в начале, при увеличении расхода нейтрального газа, происходит подавление процесса дымообразования за счет снижения концентрации кислорода и дополнительной коагуляции брызг, как следствие уменьшения поверхности испарения. В дальнейшем увеличение расхода приводит к росту скорости струи газа и после превышения критического значения скорости эффективность пылеподавления начинает падать из-за дополнительного диспергирования.

Таблица 3

Значения параметров, характеризующих протекание процесса перелива чугуна при сливе из миксера в ковш

| Технологический параметр | Значение |
|---------------------------------------------------------------|----------|
| Диаметр сопел, d , м | 0,15 |
| Расстояние от сопла до металла, l , м | 2 |
| Критическая скорость, $w_{кр}$, м/с | 12,9 |
| Объемный расход поступающего воздуха, V , м ³ /с | 23,2 |
| Средняя высота падения струи, h , м | 6,5 |

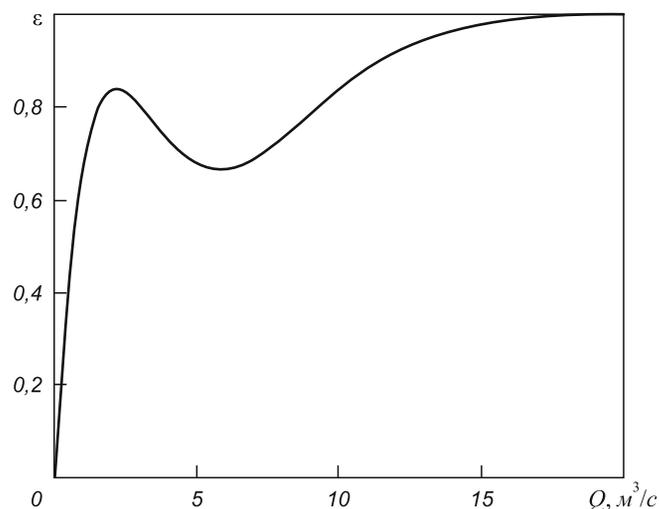


Рис. 3 Зависимость степени пылеподавления от расхода азота при сливе чугуна из миксера в ковш (при использований трех сопел)

В результате анализа рис. 3 получены максимальные значения степени пылеподавления и расхода нейтрального газа, при которых они достигаются:

$$\epsilon_{\max} = 0,837 \text{ при расходе азота } Q = 2,16 \text{ м}^3/\text{с}.$$

Выводы. Определены параметры пылегазовых выбросов в разные моменты времени основного периода слива.

Установлена степень пылеподавления в конвертерном цехе МК «Азовсталь» при использовании установки пылеподавления азотом через три сопла.

Полученные результаты могут быть использованы при разработке рациональных режимов подавления бурого дыма при подаче нейтрального газа для улучшения экологической обстановки в миксерном отделении.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Недопекин Ф.В., Белоусов В.В., Кравец В.А., Бодряга В.В. Исследование влияния тепловой конвекции на распределение газовых потоков при переливах чугуна // VI Минский Международный форум по тепло- и массообмену. – Минск, 2008. Т. 2. С. 323 – 324.
2. Недопекин Ф.В., Кравец В.А., Бодряга В.В., Тимомаков В.В. Исследование экологической проблемы образования бурого дыма // Металлургическая теплотехника. Сб. научн. тр. – Днепропетровск: Пороги, 2004. С. 221 – 229.
3. Кравец В.А. Подавление бурого дыма при переливах чугуна – Донецк: УкрНТЭК, 2002. – 186 с.
4. Захаров И.П. Обработка результатов измерения. – Харьков, 2003. – 116 с.

© 2012 г. В.В. Бодряга, В.А. Кравец, Ф.В. Недопекин
Поступила 7 марта 2012 г.

Т.Я. Малышева, Р.М. Павлов

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

ВЛИЯНИЕ МИНЕРАЛОГИЧЕСКОГО СОСТАВА СВЯЗОК НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА АГЛОМЕРАТОВ РАЗЛИЧНОЙ ОСНОВНОСТИ

Процесс упрочнения железорудной аглошихты и превращение ее в кусковой продукт в виде агломерата происходит в высокотемпературных зонах спекания благодаря образованию железосиликатного расплава. Источником расплава являются кремний- и кальциевые составляющие шихты, продукты твердофазных реакций, появившихся в зоне подогрева, и частично мелкая рудная фракция концентрата. При условии завершения твердо- и жидкофазных реакций охлажденный агломерат превращается в двухфазную минеральную систему, состоящую из рудных фаз (магнетит Fe_3O_4 , гематит Fe_2O_3) и силикато-ферритных связок, состав которых определяется основностью (CaO/SiO_2) шихты, а их микроструктура зависит от технологических параметров режима спекания и охлаждения готовой продукции.

От минералогического состава агломератов и термических свойств связок рудных зерен зависят показатели прочности готовой продукции и их поведение при восстановлении в доменной печи [1 – 5].

Исследованию влияния минерального состава агломератов на показатели их прочности посвящен ряд работ. При сравнении показателей прочности железорудных агломератов одинаковой основности, полученных из концентратов руд различного генезиса, наблюдаются определенные закономерности. Так, в интервале низких основностей 0,7 – 1,5 агломераты имеют самые низкие показатели прочности, а с ростом основности выше 2,0 происходит неуклонный рост их прочности [6]. По мнению авторов, падение прочности агломератов связано с многофазностью их силикатных связок, имеющих различные физико-механические свойства, а рост прочности – с появлением в составе агломератов повышенной основности ферритной фазы.

При этом ни в одной из работ не было решено, почему в широком интервале основности агломератов с ростом в железорудной шихте флюса даже при условии повышения в ее составе топлива происходит изменение направления минералообразования связок агломератов. Состав связок магнетитовых зерен меняется от железосиликатных, где расплавообразующим компонентом является двухвалентное железо $CaFeSiO_4$, до ферритных фаз, где все железо находится в трехвалентной форме, например $CaFe_4O_7$.

В настоящее время интерес к агломератам высокой основности возрос, поскольку горно-обогатительные комбинаты перешли на производство железорудных окатышей естественной основности. Именно с этим связана необходимость повышения основности доменной шихты путем производства высокоофлюсованных агломератов.

Цель настоящей работы – изучение эволюции минерального состава силикатных и ферритных связок агломератов в интервале основности 1,0 – 3,0 и установление зависимости показателей прочности от состава связок.

При исследовании использованы материалы, полученные на рудно-испытательной станции Магнитогорского металлургического комбината (ММК) при проведении работы по изучению влияния состава магнитогорской шихты на минералогический состав и физико-механические свойства агломератов [7].

Агломераты получены в лабораторных условиях с использованием промышленной железорудной шихты. В период проведения работы агломерационная шихта имела сложный состав. В нее входили аглоруды и концентраты руд скарного типа (Соколовско-Сорбайского горно-обогатительного комбината и ММК) и осадочно-метаморфические железистые кварциты (Михайловского, Лебединского и Стойленского горно-обогатительных комбинатов).

Промышленная шихта была офлюсована известняком с небольшим добавлением доломита и извести. Количество коксика в шихте в интервале основности 1,0 – 3,0 увеличивалось с 4,0 до 4,8 %.

В результате спекания получены агломераты, которые после охлаждения разобраны вручную. Для анализа минерального состава и замера прочностных свойств отобраны преимущественно нижние слои агломерата, где при спекании глубина взаимодействия компонентов шихты была максимальной. Химический состав агломерата приведен в таблице.

Для определения механизма образования связок агломератов оптически изучен их минеральный состав во всем интервале основности 1,0 – 3,0.

При производстве агломератов низкой основности формирование железорудного расплава происходит с

Химический состав агломерата различной основности*

| Основность CaO/SiO ₂ | Химический состав агломерата, % (по массе) | | | |
|---------------------------------|--------------------------------------------|------|------------------|------|
| | Fe _{общ} | FeO | SiO ₂ | CaO |
| 1,0 | 59,2 | 19,5 | 6,7 | 7,1 |
| 1,2 | 57,6 | 19,9 | 7,4 | 9,0 |
| 1,3 | 55,6 | 21,7 | 6,8 | 8,8 |
| 1,6 | 55,5 | 17,5 | 7,0 | 11,2 |
| 1,9 | 54,9 | 15,0 | 6,7 | 12,6 |
| 2,3 | 54,1 | 13,7 | 5,7 | 13,8 |
| 3,0 | 51,4 | 11,6 | 4,9 | 15,2 |

* Содержание Al₂O₃ и MgO в составе агломератов не превышало 1,5 – 2,0 % (по массе)

избытком FeO, который определяет направление минералообразования силикатных связей рудных зерен основности 1,0 – 1,3. В агломератах силикатной связкой являются железокальциевые оливины CaFeSiO₄. В промышленном железорудном агломерате оливины заполняют пространство между рудными фазами и, выполняя роль связки, становятся основными носителями прочности готовой продукции (рис. 1).

С дальнейшим ростом основности выше 1,3 в составе силикатной связки наряду с оливинами появляются кристаллы двукальциевого силиката β-модификации (Ca₂SiO₄).

В очень узком интервале основности агломерата выше 1,3 минеральный состав связки, состоящей из железокальциевого оливина и двукальциевого силиката, изменяется и вплоть до основности агломерата 1,6 железосиликатный расплав на месте оливина превращается в стеклофазу нестехиометрического состава с кристаллами Ca₂SiO₄ β-модификации (рис. 2).

Появившийся в связке агломератов двукальциевый силикат β-модификации устойчив в интервале тем-



Рис. 1. Кристаллы оливина в агломератах основности 1,2: оливин – светлые кристаллы, магнетит – черные. Проходящий свет, ×500

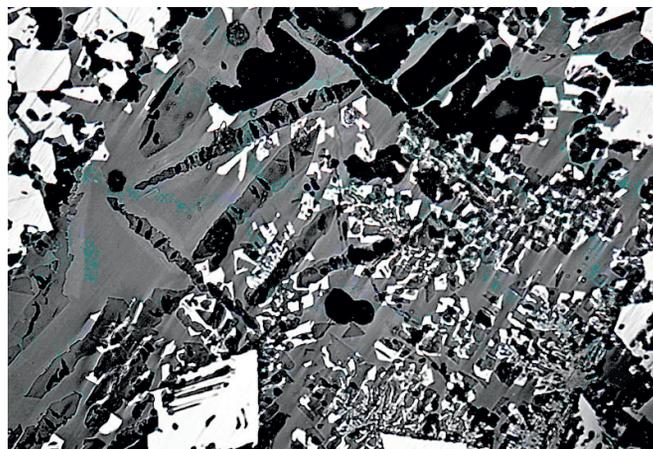


Рис. 2. Минеральная композиция двукальциевого силиката в стеклофазе: магнетит – белый, стеклофаза – светло-серая, двукальциевый силикат β-модификации – темно-серый. Отраженный свет, ×500

ператур 1420 – 675 °С. Его кристаллы сохраняются в составе связок агломерата благодаря кристаллохимической стабилизации их железом, алюминием, магнием, кальцием. Однако решающую роль в агломератах играет физическая стабилизация, когда кристаллы β-модификации на стадии жидкофазного упрочнения появляются в объемах железосиликатного расплава, препятствующего модификационным превращениям Ca₂SiO₄ из β в γ-модификацию.

При охлаждении агломерата ниже температуры 675 °С часть зерен двукальциевого силиката β-модификации превращается в стабильную γ-фазу. Превращение β → γ сопровождается значительными изменениями объема (в 10 – 12 раз) и рассыпанием образцов готовой продукции. Оптически установлено, что мелкая фракция разрушившегося образца агломерата представляет собой смесь β и γ форм двукальциевого силиката. Максимальное падение прочности агломератов отмечено при основности 1,6, силикатная связка которых представляет собой двухфазную композицию стеклофазы с двукальциевым силикатом (рис. 3).

Обращает внимание тот факт, что при самой низкой прочности исследуемых агломератов в составе их связ-

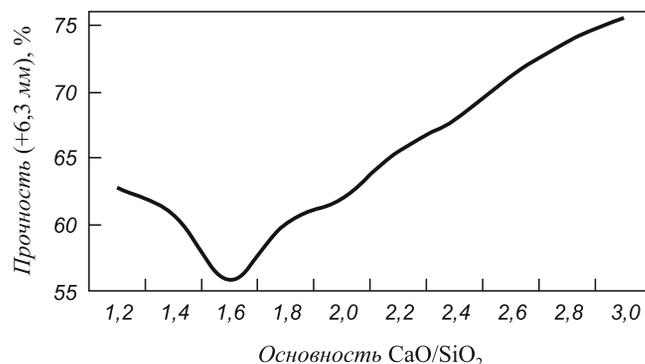


Рис. 3. Схема зависимости прочности от основности агломерата

зок в незначительном количестве оптически диагностируются дендритные формы кристаллизации полукальциевого феррита CaFe_4O_7 . Следовательно, при спекании агломератов меняется направление минералообразования и вместо FeO расплавообразующим компонентом связок рудных зерен становится трехвалентно железо. И вплоть до основности 1,8 в реальном составе связок агломерата наблюдается совместная кристаллизация двукальциевого силиката β -модификации с дендритами полукальциевого феррита в массе стеклофазы нестехиометрического состава (рис. 4).

С ростом основности агломератов выше 1,8 при кристаллизации железосиликатного расплава, где расплавообразующим компонентом становится трехвалентное железо, происходит перераспределение силикатных и рудных компонентов шихты. При кристаллизации полукальциевого феррита в его решетку переходят оксиды кремния, алюминия и магния. Так в составе связки агломерата появляется сложная ферритная фаза, названная алюмосиликоферритом [5]. Появление в агломератах рудно-ферритной связки вместо силикатной является причиной интенсивного роста прочности готовой продукции (см. рис. 3).

При повышении основности агломератов до 2,0 из реального состава связки постепенно исчезает фаза двукальциевого силиката, затем на месте алюмосиликоферрита появляются ферриты сначала однокальциевые CaFe_2O_4 , затем двукальциевые $\text{Ca}_2\text{Fe}_2\text{O}_5$. Единственной силикатной фазой в агломератах высокой основности становится алит Ca_3SiO_5 (рис. 5).

Причиной роста прочности агломератов от минимальной при основности 1,6 до максимальной при основности 3,0 является появление ферритов, представляющих собой прочную структурную композицию рудной связки.

Таким образом, в агломератах разной основности существует прямая зависимость между минеральным

составом связок агломерата и их прочностными свойствами. Следовательно, в спеченных агломератах именно минеральный состав связок определяет прочностные свойства готовой продукции.

Однако в работе остается не до конца решенным вопрос о причине изменения направления минералообразования агломерационной шихты с ростом ее основности. Вопрос принципиальный, поскольку прочностные свойства агломерата определяются минеральным составом связок рудных зерен. Поэтому изменение реального минералогического состава связок агломератов с ростом основности шихты подтверждено с помощью анализа соответствующих диаграмм состояния.

Химический состав силикатных расплавов исследуемых агломератов достаточно сложен. Поэтому рассмотрены диаграммы состояния без учета оксидов алюминия и магния, поскольку оба этих оксида в составе железосиликатного расплава агломератов играют второстепенную роль. Они не образуют самостоятельных минеральных фаз, а входят в состав рудных, ферритных и силикатных минералов только в виде твердых растворов.

Тогда с достаточной точностью состав железосиликатного расплава, образующегося в высокотемпературной зоне спекания и состав минералов-связок, образующихся в момент охлаждения агломерата во всем интервале их основностей могли бы быть обсуждены с помощью диаграммы состояния $\text{CaO-FeO-Fe}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$. Однако целиком построенной четверной диаграммы не существует.

Поскольку в составе агломератов в интервале основности 1,0 – 3,0 обнаружены железокальциевые силикаты и ферриты, эволюция минеральных фаз-связок прослежена по двум диаграммам состояния на основе двух- и трехвалентного железа отдельно. Диаграмма состояния CaO-FeO-SiO_2 [8] отвечает составу силикатных связок агломератов низкой основности, диаграмма

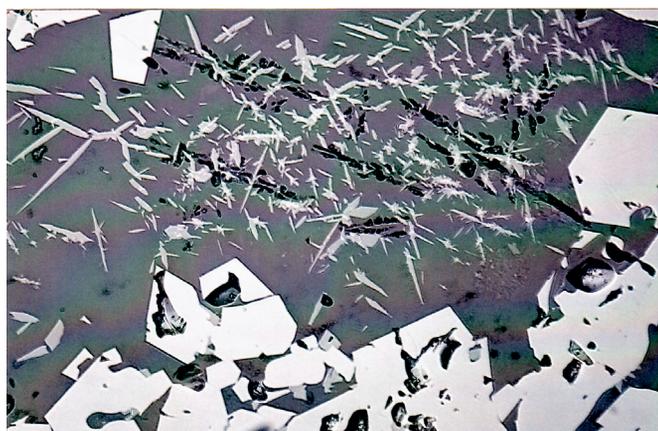


Рис. 4. Структурная композиция ферритно-силикатных связок в агломерате основности 1,6: в массе стеклофазы (серая) дендриты полукальциевого феррита – серые, двукальциевого силиката – черные, магнетит – белый. Отраженный свет, $\times 500$

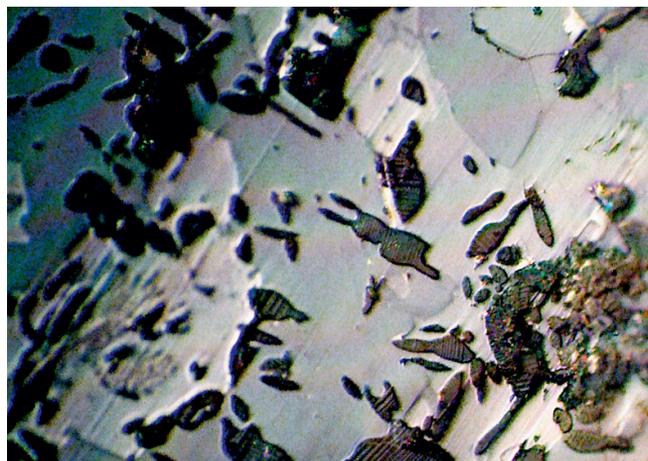


Рис. 5. Совместная кристаллизация одно- и двукальциевого феррита с алитом в агломератах основности 2,5 – 3,0: однокальциевый феррит – белый, двукальциевый феррит – серый, кристаллы алита – черные. Отраженный свет, $\times 900$

состояния $\text{CaO-Fe}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ [9] – поля кристаллизации ферритных фаз (рис. 6).

При обычном температурно-временном режиме спекания железосодержащих шихт, офлюсованных до 1,0 – 1,3, связки агломератов лежат в оливиновом поле диаграммы состояния CaO-FeO-SiO_2 , занимая обшир-

ную область кристаллизации между стороной $\text{SiO}_2\text{-FeO}$ диаграммы и полем кристаллизации двукальциевого силиката (рис. 6, а). При повышении основности шихты вплоть до 1,6 состав железосиликатного расплава из оливинового поля перемещается в поле двукальциевого силиката и в реальном составе связок появляется

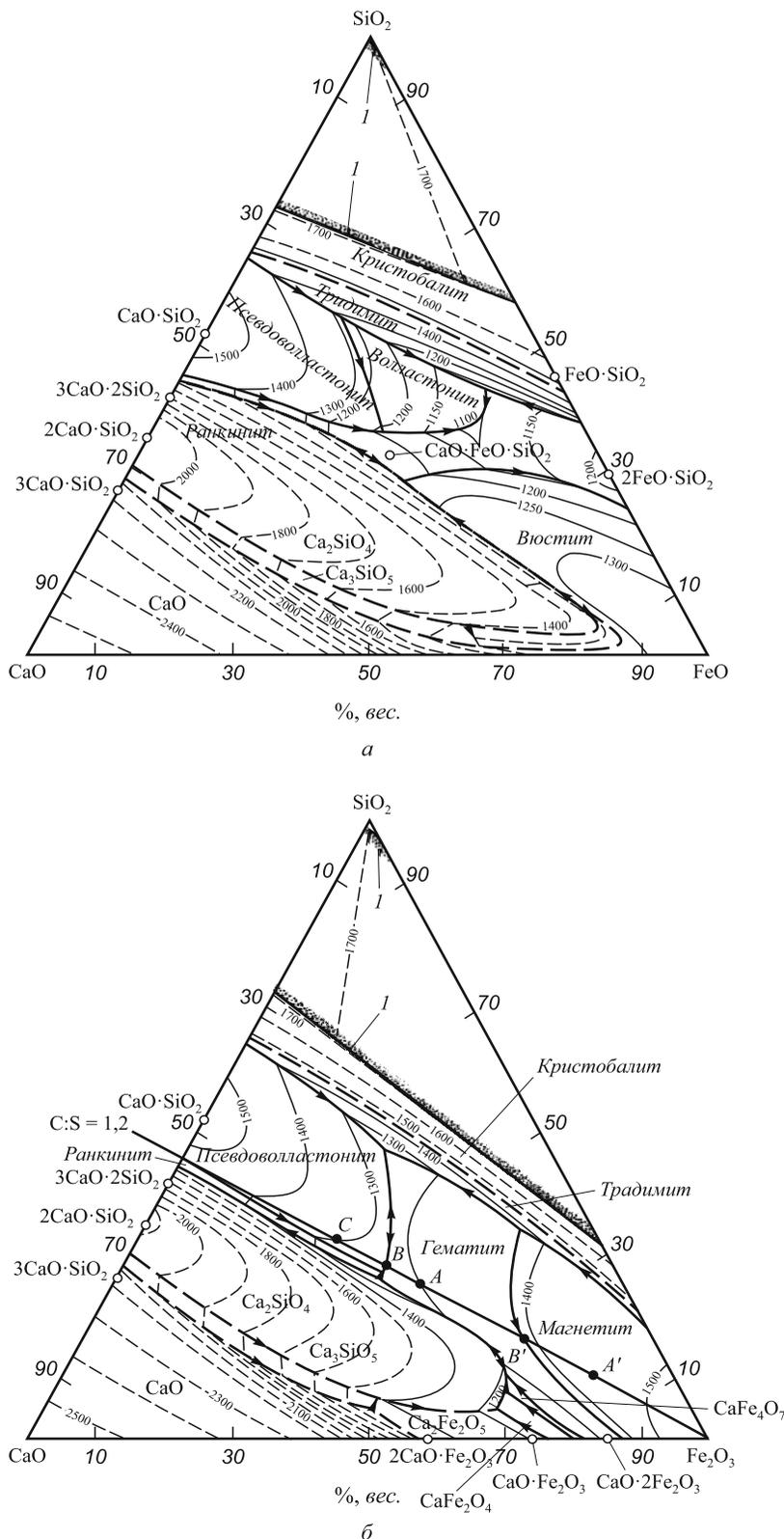


Рис. 6. Диаграммы состояния CaO-FeO-SiO_2 (а) и $\text{CaO-Fe}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ (б)

двукальциевый силикат $\beta\text{-Ca}_2\text{SiO}_4$, с которым и связано аномальное падение прочности готовой продукции. С дальнейшим ростом основности аглошихты увеличивается парциальное давление кислорода в газовой фазе в результате роста CO_2 из-за разложения известняка при практически постоянном содержании CO , определяемом расходом углерода в шихте. В этом случае в расплаве вместо двухвалентного железа устойчивым становится железо трехвалентное. Поэтому процесс кристаллизации железосиликатного расплава рассмотрен в областях диаграммы состояния $\text{CaO-Fe}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ с трехвалентным железом (рис. 6, б). В железном угле этой диаграммы состояния из железосиликатного расплава в области эвтектики (температура 1216°C) на границе полей кристаллизации двукальциевого силиката и полукальциевого феррита появляется ассоциация двух минералов: Ca_2SiO_4 и CaFe_4O_7 , обнаруженная в реальном составе агломератов в узком интервале основности 1,8 – 2,0.

Пути кристаллизации железосиликатных расплавов при высокой основности шихты проходят через поля существования на диаграмме состояния $\text{CaO-Fe}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ однокальциевого CaFe_2O_3 и двукальциевого $\text{Ca}_2\text{Fe}_2\text{O}_5$ ферритов, однако состав ферритных фаз в реальных связках агломератов и местоположения их на диаграмме состояния трудно согласуются, поскольку именно эти области диаграммы состояния наименее изучены (см. рис. 6).

Выводы. Основным носителем прочности офлюсованных агломератов является минеральный состав связок рудных зерен. При этом существует четкая зависимость: минералогический состав связок определяется основностью шихты, а прочность готовой продукции, в свою очередь, напрямую зависит от состава связки рудных зерен.

На примере агломератов ММК при повышении основности шихты от 1,0 до 3,0 происходит постепенная смена силикатных и ферритных связок.

Самую низкую прочность имеют агломераты основности 1,6, силикатные связки которых лежат на границе

полей кристаллизации оливина и двукальциевого силиката β -модификации. При охлаждении агломерата ниже 675°C в результате модификационного превращения Ca_2SiO_4 из β в γ агломераты разрушаются.

С ростом основности выше 1,6 в агломератах происходит изменение направления минералообразования связок. Расплавообразующим компонентом становится трехвалентное железо. В связках агломератов появляются ферритные фазы. Образование ферритных связок вместо силикатных является главной причиной роста прочности агломерата.

Причиной изменения направления минералообразования связок рудных зерен агломератов является рост парциального давления кислорода в газовой фазе. В процессе спекания высокоофлюсованных шихт при разложении известняка в составе газовой фазы увеличивается количество CO_2 и меняется соотношение CO_2/CO в зоне спекания.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Металлургия чугуна. /Е.Ф. Вегман, Б.Н. Жеребин, А.Н. Похвиснев, Ю.С. Юсфин и др. – М.: ИКЦ «Академкнига», 2005. – 775 с.
2. Коротич В.И., Фролов Ю.А., Бездежский Г.Н. Агломерация рудных материалов. – Екатеринбург. 2003. – 400 с.
3. Коротич В.И. Основы теории и технологии подготовки сырья к доменной плавке. – М.: Металлургия, 1978. – 210 с.
4. Утков В.А. Высокоосновный агломерат. – М.: Металлургия, 1977. – 156 с.
5. Малышева Т.Я. Железорудное сырье: упрочнение при термобработке. – М.: Наука, 1988. – 425 с.
6. Базилевич С.В., Вегман Е.Ф. Агломерация. – М.: Металлургия, 1967. – 368 с.
7. Юсфин Ю.С., Мансурова Н.Р. и др. // Сталь. 2007. № 2. С. 18 – 21.
8. Affen W.C., Snow R.B. // Am. Ceram. Soc. 1955. Vol. 38. P. 264 – 280.
9. Phillips B., Muan A. // Am. Ceram. Soc. 1959. Vol. 42. P. 413 – 423.

© 2012 г. Т.Я. Малышева, Р.М. Павлов
Поступила 7 сентября 2012 г.

УДК 041:66.012.37

В.В. Курносов, Л.А. Шульц

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

ПРОБЛЕМЫ БЕЗОКИСЛИТЕЛЬНОГО НЕОБЕЗУГЛЕРОЖИВАЮЩЕГО ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО НАГРЕВА СТАЛИ В ТОПЛИВНЫХ ПЕЧАХ И ВОЗМОЖНЫЕ ПУТИ ИХ РЕШЕНИЯ*

Относительно высокотемпературному нагреву ($1150\text{--}1250^\circ\text{C}$) сталь подвергается перед ее обработкой

давлением. К контролируемым по углероду сталям относится почти половина нагреваемого в печах металла, например, шарикоподшипниковые стали с содержанием углерода 0,95 – 1,05 %; рессорно – пружинные (0,5 – 0,6 % С) и другие стали с содержанием углерода $> 0,2\%$.

* Работа выполнена в рамках гранта по постановлению Правительства РФ № 218 от 09.04.2010.

Для улучшения структуры и дальнейшего увеличения качественных показателей легированной стали в последние десятилетия обоснованы и исследованы новые технологии термической обработки слитков, в частности, диффузионного (гомогенизирующего) отжига. Разработаны новые методы и технологии высокотемпературной обработки подшипниковых сталей, в том числе непрерывного литья, в сочетании с нагревом под прокатку или ковку. Для этих сталей обосновываются ступенчатые высокотемпературные режимы нагрева, позволяющие добиться максимального снижения дендритной ликвации Cr, Si, Mn, C и (по данным Укрнииспецстали) повысить долговечность службы подшипников на 30 – 70 %, контактную прочность на 20 – 60 %, снизить структурную полосчатость на 1 – 2 балла. Общая длительность выдержки ступенчатого высокотемпературного отжига шарикоподшипниковых сталей 12 – 15 ч, температура 1180 – 1280 °С. Аналогичные диффузионные режимы гомогенизации разработаны для многих других легированных сталей.

Однако, несмотря на значительное повышение качественных показателей гомогенизированного металла, пока диффузионный отжиг легированной литой стали не вошел в технологические нормативы по их производству. При длительной высокотемпературной выдержке металла, необходимой для проведения гомогенизации, без применения защитной атмосферы, окисляется до 4 – 6 % металла, а глубина обезуглероженного слоя средне- и высокоуглеродистой стали может достигать 1,5 – 2,5 мм, т.е. в итоге такая термообработка приведет почти к 10 %-ной потере металла, что не рентабельно. Выход из создавшегося положения при высокотемпературной обработке только один – нагрев, выдержка, а при необходимости и контролируемое охлаждение металла в защитной атмосфере.

Аспекты решения проблем необезуглероживающего нагрева стали в безокислительной по отношению к железу атмосфере находятся в области взаимодействия с углеводородами газовой фазы. Основным потенциальным источником углеводородов, как и наиболее распространенным источником энергии, в высокотемпературных печах кузнечно-штамповочных, прокатных и термических цехов является природный газ.

Углеводороды в печах для нагрева металла перед его обработкой давлением или в условиях диффузионного (гомогенизирующего) отжига будут разогреты до 1200 – 1400 °С, что приведет к их крайней неустойчивости и в отсутствие кислорода они быстро распадутся на углерод и водород. Углеродный продукт, образующийся при этих температурах и отличающийся низкой химической активностью, представляет два класса: пироуглерод (или слоистый, блестящий углерод) и углерод в дисперсном состоянии – сажа (диаметр частиц обычно не превышает 100 нм). Пороговая (критическая) концентрация образования сажи в смеси CH_4 – N_2 в зависимости от температуры составляет (% об):

1000 °С – 63; 1100 °С – 21; 1150 °С – 14,5; 1200 °С – 8, 1300 °С ~ 2. Пироуглерод образуется на горячих поверхностях при пороговых концентрациях существенно меньших, чем при образовании сажи. Его образование с заметной скоростью наблюдается уже при температуре 850 – 900 °С, образование сажи – выше 1100 °С [1]. Пироуглерод, обычно обнаруживаемый на поверхности стальных заготовок при использовании в качестве науглероживающего газа чистого природного газа или продуктов его неполного горения при коэффициенте расхода воздуха $n < 0,25$ и температуре 1000 – 1100 °С, приводит, несмотря на наличие углеводородов в газовой фазе, сначала к замедлению, а затем к полному прекращению науглероживания металла.

Пороговые концентрации образования углерода в продуктах горения углеводородных топлив, обычно содержащих окисляющие углерод газы H_2O , CO_2 , возрастают. Наличие же свободного кислорода в таких газах вообще исключает выделение в них свободного углерода.

Термодинамически равновесные концентрации метана в газовой фазе значительно ниже пороговых образования свободного углерода. Так, равновесное содержание метана в смеси метана и водорода при $P = 0,1$ МПа, рассчитанное А.А. Введенским и А.В. Фростом [2], при различной температуре составляет (% об): 1100 °С – 0,76; 1200 °С – 0,49; 1300 °С – 0,33; 1400 °С – 0,24; 1500 °С – 0,19. Содержание метана в его равновесных продуктах неполного сгорания при $P = 0,1$ МПа, в зависимости от температуры и коэффициента расхода воздуха n составляет (% об): 818 °С и $n = 0,25$ – 0,944; 919 °С и $n = 0,25$ – 0,306; 1118 °С и $n = 0,3$ – 0,001; 1273 °С и $n = 0,3$ – $< 0,00001$ [3]. Равновесное содержание CH_4 в используемом в промышленности эндогазе при $n = 0,26$ (% об): 900 °С – 0,13; 950 °С – 0,05 [4]. Равновесный углерод в высокотемпературных продуктах сгорания природного газа образуется при максимальном $n \approx 0,25$, неравновесный в молекулярно перемешанных газах – при $n = 0,48$ – 0,5.

В целом, концентрация метана в газовой фазе, полученной путем неполного сжигания или каталитической конверсии природного газа воздухом, содержащей CO , CO_2 , CH_4 и N_2 , даже в условиях равновесия со свободным углеродом при температуре более 1100 °С не превышает 0,001 %.

Время достижения полного внутреннего равновесия компонентов продуктов неполного сгорания природного газа и других топлив относительно длительно. Однако, по различным источникам, в высокотемпературных условиях (> 1100 °С) время на достижение 90 % равновесия не превышает 0,1 с. Исследования, проведенные при температуре 1100 – 1500 °С [1], показали, что в продуктах полного сгорания образование новых сажевых частиц прекращается за время, меньшее 10^{-3} с после ввода в них метана. Равновесие компонентов реакции водяного газа при температуре 1100 – 1500 °С

устанавливалось также примерно за 10^{-3} с. Константа скорости процесса роста пироуглерода на образовавшихся сажевых частицах, например, при увеличении температуры с 1127 до 1327 °С возросла с $4,93 \cdot 10^{-4}$ до $4,02 \cdot 10^{-3}$ г·см⁻²·с⁻¹·атм⁻¹, что соответствует энергии активации (по Аррениусу) около 230 кДж/моль. До установления равновесия при образовании свободного углерода в газах обнаруживался ацетилен C₂H₂ (до 2,8 – 3 %), обладающий на порядок большей активностью, чем метан.

Логарифм константы скорости образования пироуглерода гетерогенного разложения метана, имеющей первый порядок по метану, по усредненным данным различных авторов составляет: 1000 К – (–12); 1250 К – (–8); 1500 К – (–5,6); 1750 К – (–4) [1]. Из приведенных данных следует, что с увеличением температуры процесса с 1000 до 1750 К скорость реакций с участием метана увеличивается на 8 порядков, с 1250 до 1500 К – на 2,4 порядка, т.е. все процессы с участием метана, естественного пиролиза или его конверсии при температуре обработки стали давлением и диффузионного отжига резко ускоряются и его содержание в газовой фазе практически все больше приближается к равновесному. Примерно в тех же пределах изменяются константы скорости гетерогенного разложения метана при науглероживании стали. При этом энергия активации процессов роста пироуглерода и науглероживания стали составляет относительно близкие величины – в среднем 230 – 250 кДж/моль [4].

При высокой температуре скорости пиролиза углеводородов и поверхностного процесса образования углерода становятся настолько большими, что в целом результат взаимодействия газовой фазы с поверхностью контролируется в основном только скоростью диффузии молекул углеводорода к ней.

Учитывая приведенные данные, характеризующие неустойчивость углеводородов при повышенной температуре, остановимся на некоторых особенностях решения подобных задач в относительно низкотемпературных (в подавляющем большинстве случаев до 950 °С) термических печах, широко используемых в промышленности [4 – 6].

В термических печах для предохранения стали от обезуглероживания или науглероживания наибольшее распространение получил их нагрев с применением таких защитных контролируемых атмосфер: азотоводородных (5 – 10 % H₂) с низким содержанием H₂O [температура точки росы (т.т.р.) (–40) – (–60) °С]; экзогаз с концентрацией CO и H₂ в сумме около 5 % и низким содержанием CO₂ и H₂O, т.т.р. (–40) – (–60) °С; эндогаз, содержащий после очистки примерно 20 % CO, 40 % H₂, 0,3 – 0,5 % CO₂, т.т.р. 0 °С. В низкотемпературных условиях эти атмосферы при необезуглероживающем нагреве могут применяться без добавления в них углеводородов (прежде всего метана природного газа). При этом, при содержании CO, например, в смеси

CO–CO₂ больше 1 % CO и температуре < 800 К, наряду с выделением свободного углерода по реакции Белла – Будуара (волокнистого или нитевидного) наблюдается окисление железа с образованием магнетита Fe₃O₄.

С повышением температуры до 1000 К и более все перечисленные атмосферы по отношению к железу становятся безокислительными, а по отношению к углероду стали или свободному углероду – обезуглероживающими или окисляющими углерод. Для повышения их углеродного потенциала в этом случае к ним добавляют метан или другие углеводороды. Обязательным условием применения таких атмосфер с углеводородами (реакционно-активных атмосфер) является их интенсивная принудительная циркуляция, обеспечивающая равномерное взаимодействие газов с поверхностью металла. Концентрация метана в таких атмосферах обычно намного превышает равновесную по отношению к углероду и с увеличением температуры их активность в процессах науглероживания стали резко возрастает. Данные обработки экспериментальных результатов взаимодействия углеродистой стали с подобными атмосферами свидетельствуют о том, что они описываются уравнением Аррениуса с энергией активации процесса науглероживания около 230 – 250 кДж/моль. Заметное влияние на кинетические показатели науглероживания стали в таких атмосферах оказывают гомологи метана, обычно присутствующие в природном газе (C₂H₆, C₃H₈, C₆H₁₄ и др.), а также генерируемые при его пиролизе различные новые углеводороды и радикалы. Например, воздействие на углеродный потенциал смеси CH₄ – N₂, H₂O (H₂O – 0,6 %) при 900 °С и 0,1 % этана почти равнозначно 17 % метана [4].

Результаты термической обработки стали без обезуглероживания в перечисленных атмосферах, особенно в экзогазе, сильно зависят от попадания кислорода воздуха или влаги в печь, подготовки (травление, промывка, просушка) и чистоты поверхности обрабатываемого металла, т.е. от возможного загрязнения применяемых атмосфер окислительными газами. В этом отношении особые требования предъявляются к герметичности термических печей. Такие печи обязательно оснащаются продуваемыми защитным газом загрузочными шлюзами и тамбурами. Причем, для предотвращения значительных подсосов воздуха, загрузка и выдача металла, например в проходные толкательные или камерные печи, осуществляется через тамбуры, располагаемые ниже уровня их пода. Характерный рабочий режим изменения влажности экзогаза (5 % H₂; 0,05 % CO₂; 0,5 % CO; ост. N₂) или смеси H₂–N₂ в термической печи с радиантными трубами для необезуглероживающего нагрева до 780 °С (с выдержкой 3 ч) бунтов проволоки из стали 50ХФА: исходная влажность газа – (–55) °С, колебание влажности в рабочем объеме – (–35) – (–40) °С, в продуваемой защитным газом шлюзовой камере – (+20) – (–32) °С. Естественно, соответствующие эле-

менты конструкции и технологии, обеспечивающие сохранность атмосферы и герметичность рабочего пространства, должны быть и у высокотемпературных печей для обезуглероживающего нагрева стали перед пластической деформацией. Уместно подчеркнуть, что используемые в приведенном примере атмосферы не содержали углеводородов, а практически обезуглероживающий нагрев достигался при пороговой влажности газа, т.т.р. -40°C , при которой его реакционная способность была близка к нулю.

Анализируя приведенные данные работы термических установок с неактивными атмосферами, были все основания полагать, что применение контролируемой атмосферы с нулевой реакционной способностью для обезуглероживающего высокотемпературного нагрева стали в прокатных и кузнечных печах может оказаться наиболее перспективным технологическим направлением. Исследования подтвердили эту мысль.

Как было установлено опытным путем, в случае применения активных атмосфер, при увеличении углеродного потенциала атмосферы с $0 - 0,1$ до $0,5 - 1,7\%$, приведенный коэффициент расхода воздуха с учетом введенного дополнительно в продукты неполного горения природного газа при $n = 0,5$ снижался до $n \approx 0,3$. Атмосфера, из-за обильного выделения сажи, становилась полностью непрозрачной. Температура в печи резко снижалась. Несмотря на повышенные скорости движения атмосферы ($Re > 5000$) добиться равномерного содержания углерода по поверхности даже относительно небольших образцов из углеродистой стали не удалось – содержание углерода в поверхностном слое изменялось от $0,4$ до $1,5\%$. Содержание же углерода в опорной поверхности образцов сохранялось на уровне $0,1\%$. При скорости газов $0,2 - 1,5$ м/с ($Re = 100 - 1000$) содержание углерода по длине пластины и периметру цилиндрического образца изменялось соответственно в 9 и 6 раз. Содержание ацетилена в набегающем на образцы потоке при $n = 0,3 - 0,35$ составляло $1,5 - 1,8\%$ [6].

Исследования процессов нагрева стали при многократном чередовании атмосферы природного газа и продуктов его сгорания при $n = 0,5$ проводили на ЭВМ [6]. Углеродный потенциал атмосфер соответственно принимали $0,1$ и $2,4\%$. Расчеты показали, что при проведении такого циклического науглероживания продолжительностью $20 - 30$ мин глубина обезуглероженного слоя неокисленной стали против первоначального может быть уменьшена примерно в $3,5$ раза и снижена до $0,25 - 0,3$ мм. Однако проблемы сажеобразования и равномерности восстановления углерода по поверхности заготовок целиком остаются и в этом случае. При этом среднецикловое значение коэффициента расхода воздуха (окислителя) также снижается до $0,3 - 0,35$ и сохраняются проблемы образования сажи и достижения необходимой температуры.

Для подтверждения возможности осуществления технологии обезуглероживающего нагрева с применением атмосферы с почти нулевой реакционной способностью по углероду, помимо многочисленных лабораторных опытов, был проведен промышленный эксперимент с нагревом блюмов из шарикоподшипниковой стали в методической печи при их муфельировании и импульсной подаче в зону нагрева металла природного газа. Время импульса составляло 4 с, паузы – 300 с, объемная скорость холодной смеси $0,02 - 0,03$ с $^{-1}$.

Ожидаемые положительные результаты проведенного промышленного гомогенизирующего нагрева (отжига) практически полностью подтвердились [6]. При этом общий расход природного газа в муфель за весь период гомогенизации (12 ч при 1200°C) не превысил $1,5$ м 3 или $0,2$ м 3 /м 2 поверхности блюмов, $0,45$ м 3 /т. Блюмы, нагретые в муфеле, имели чистую матовую поверхность без каких либо видимых следов окисления металла. Глубина обезуглероженного слоя охлажденных на воздухе блюмов составила $0,2 - 0,25$ мм. На блюмах сравнения, нагретых в печи около муфеля, средняя толщина окалина составляла 7 мм ($\text{FeO} - 4,5$ мм, $\text{Fe}_2\text{O}_3 - 2,5$ мм), что соответствует толщине окисленного металла $2,45$ мм или для блюмов сечением 250×250 мм – 4% угара. Глубина обезуглероженного слоя на блюмах сравнения – $1,5$ мм, т.е. общие потери металла при гомогенизации в продуктах полного горения и механическом удалении обезуглероженного слоя достигли бы $6,5\%$ (при сечении заготовки 200×200 мм – 8% ; 150×150 мм – $10,5\%$; 100×100 мм – $15,5\%$).

Выполненные исследования и их результаты позволяют сформулировать следующие отправные моменты возможных решений проблемы обезуглероживающего высокотемпературного нагрева стали с применением муфельирования металла и импульсной подачи в него газа.

- Типы печей – проходные толкательные для нагрева металла перед обработкой давлением и совмещенным с нагревом под прокатку диффузионным отжигом, камерные кузнечные, с выкатным подом для гомогенизирующего отжига слитков.
- Режим сжигания топлива – двухстадийный с аэродинамическим разделением рабочего пространства и созданием безокислительной атмосферы в зоне расположения нагреваемого металла [7] и укрывающего его муфеля.
- Конструкция и материал муфеля: в проходных печах – ковровый с песочными затворами (шамот, магнезит) и опорой на толкаемый металл через продольные закрепленные к поперечным балкам стеллюги, из среднеуглеродистой стали; в камерных и печах с выкатным подом – коробчатый из среднеуглеродистой стали и карборунда.

- Особенности нагрева металла – до 900 °С открытый ускоренный нагрев в безокислительной атмосфере или горячий посад металла.
- Предупреждение диффузионной сварки заготовок при отжиге – ограничение времени их неподвижного контакта.
- Сохранность атмосферы – печи оснащаются продуваемыми защитным газом загрузочными шлюзами и подовыми тамбурами.

Выводы. Проведенный анализ и промышленный нагрев блюмов подтверждают высокую технологическую и энергетическую эффективность необезуглероживающего нагрева с применением муфелирования металла и импульсным подводом в муфель чистого или в смеси с азотом природного газа. При этом технологический расход природного газа, даже при длительном диффузионном отжиге стали, не превышает 1 % его общего расхода в печи на 1 т нагретого металла.

УДК 669.018.8

А.С. Ткачев, А.А. Кожухов, Э.Э. Меркер

Старооскольский технологический институт

ОЦЕНКА КОЭФФИЦИЕНТА ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ТЕПЛА ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ДУГ ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ РАЗЛИЧНЫХ ТИПОВ ЭЛЕКТРОДОВ НА СОВРЕМЕННЫХ ДУГОВЫХ СТАЛЕПЛАВИЛЬНЫХ ПЕЧАХ

Анализ научно-технической литературы [1, 2] показывает, что идея применения полых (трубчатых) электродов возникла давно, однако вопрос их практического использования вместо обычных сплошных электродов в современных дуговых сталеплавильных печах (ДСП) находится еще в стадии исследования и полупромышленных испытаний. В большинстве работ перспектива применения полых (трубчатых) электродов на ДСП различной вместительности связывают, в первую очередь, со стабилизацией горения электрической дуги.

Однако в опубликованных работах отсутствуют данные об эффективности применения полых (трубчатых) электродов с точки зрения улучшения тепловой работы ДСП. Одним из параметров, характеризующих тепловую работу современной ДСП, является коэффициент использования тепла (КИТ) электрических дуг. Поэтому представляется актуальным выполнить сравнительную оценку КИТ электрических дуг при работе ДСП на сплошных и полых (трубчатых) электродах.

Известно, что основным источником энергии в ДСП является электрическая дуга, на долю которой приходится около 60 % энергии, поступающей в современную высокомошную ДСП. Величина КИТ элек-

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Теснер П.А. Образование углерода из углеводородов газовой фазы. – М.: Химия, 1972. – 136 с.
2. Введенский В.В. Термодинамические расчеты нефтехимических процессов. – М.: Гостоптехиздат, 1960. – 576 с.
3. Продукты сгорания природного газа при высоких температурах (состав и термодинамические свойства) /И.Н. Карп, Б.С. Сорока, Л.Н. Дашевский, С.Д. Семернина. – Киев.: Техника, 1967. – 381 с.
4. Эстрин Б.М., Шумянский Ю.И. Контролируемые атмосферы в производстве металлопродукции. – М.: Metallurgia, 1991. – 302 с.
5. Окисление и обезуглероживание стали / А.И. Ващенко, А.Г. Зеньковский, А.Е. Лифшиц и др. – М.: Metallurgia, 1972. – 336 с.
6. Леонидова М.Н., Шварцман Л.А., Шульц Л.А. Физико-химические основы взаимодействия металлов с контролируемыми атмосферами. – М.: Metallurgia, 1980. – 263 с.
7. Курносое В.В., Шульц Л.А. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2012. № 5. С. 65 – 69.

© 2012 г. В.В. Курносое, Л.А. Шульц
Поступила 10 октября 2012 г.

трических дуг определяет величину удельного расхода электроэнергии [3], т.е. чем больше величина КИТ электрических дуг, тем меньше удельный расход электроэнергии.

Согласно данным работы [4], КИТ электрических дуг ($\eta_{\text{КИТ}}^{\text{эл.д}}$) можно определить по следующему выражению:

$$\eta_{\text{КИТ}}^{\text{эл.д}} = \frac{0,8P_{\text{а-к}} + 0,05P_{\text{д}} + \varphi_{\text{д-м}}(P_{\text{д}} - P_{\text{а-к}} - 0,05P_{\text{д}})}{P_{\text{д}}}, \quad (1)$$

где $P_{\text{д}}$ – мощность электрической дуги, идущая на нагрев и расплавление металла; $P_{\text{а-к}}$ – мощность, которая выделяется в анодном и катодном пятне; $\varphi_{\text{д-м}}$ – средний угловой коэффициент излучения дуги на металл, который показывает долю мощности, излучаемую столбом дуги на металлическую ванну.

Расчет мощности электрической дуги, а также мощности, выделяющейся в анодном и катодном пятнах, представлен в работах [5, 6]. Методика расчета средних угловых коэффициентов излучения дуг ($\varphi_{\text{д-м}}$) изложена в работах Макарова А.Н. [3 – 5]. Рассмотрим расчет величины среднего углового коэффициента излучения

столба дуги на поверхность металла как суммы локальных угловых коэффициентов излучения дуги на эту поверхность.

Известно, что в ДСП трехфазного тока, работающих на сплошных электродах, под воздействием электромагнитных сил происходит выдувание электрической дуги из-под торца электрода, при этом угол отклонения дуги от оси электрода φ может достигать 45° [5]. В то же время, при работе на полых (трубчатых) электродах, согласно данным [1, 2, 7], величина отклонения электрической дуги от оси электрода не превышает 20° , что объясняется центрирующим действием отверстия на электрическую дугу. Поэтому при расчете величины локального углового коэффициента излучения на поверхность металла необходимо рассмотреть излучение столба электрической дуги с ее внутренней и внешней стороны. Кроме того, при работе на полем (трубчатом) электроде за счет более вертикального горения электрической дуги увеличивается степень ее заглужения в металлическую ванну, что сокращает длину ее открытой части.

Пусть требуется определить локальный угловой коэффициент излучения электрической дуги длиной l_d , расположенной под углом $(90 - \varphi)^\circ$ к горизонтальной плоскости на поверхность элементарной площадки, находящейся на горизонтальной плоскости (поверхности металла) от линейного источника – электрической дуги (рис. 1). Точка A расположена на геометрическом центре площадки K , через эту точку проходит нормаль N_2 к поверхности площадки; r – кратчайшее расстояние от дуги до точки A , β – угол, под которым видна дуга из точки A на поверхности площадки.

Выделим на источнике бесконечно малый элемент dl_d , т.е. цилиндр бесконечно малого диаметра и бесконечно малой высоты. Известно, что элементарный угловой коэффициент излучения с поверхности элементарного цилиндра на поверхность элементарной площадки определяется следующим образом:

$$d\varphi_k = \frac{\cos \alpha_i \cos \beta_i F_h dl_d}{\pi^2 l_i^2 l_d}, \quad (2)$$

где α – угол между нормалью N к оси элементарного цилиндра и направлением излучения, град; β_i – угол между нормалью N_2 к центру элементарной площадки и направлением излучения, град; F_h – площадь поверхности элементарной площадки, m^2 ; l_i – расстояние от элементарного цилиндра до элементарной площадки, м.

Локальный угловой коэффициент излучения линейного источника на поверхность элементарной площадки определяется интегрированием выражения (2) в пределах изменения угла α . Из рис. 1 видно, что $l_i = r \sin(\pi/2 - \varphi) / \sin(\pi/2 - \alpha_i)$. Подставив это значение в выражение (2) и проинтегрировав его пределах от φ до $(\varphi + \beta)$, получим аналитическое выражение для расчета локального углового коэффициента излучения

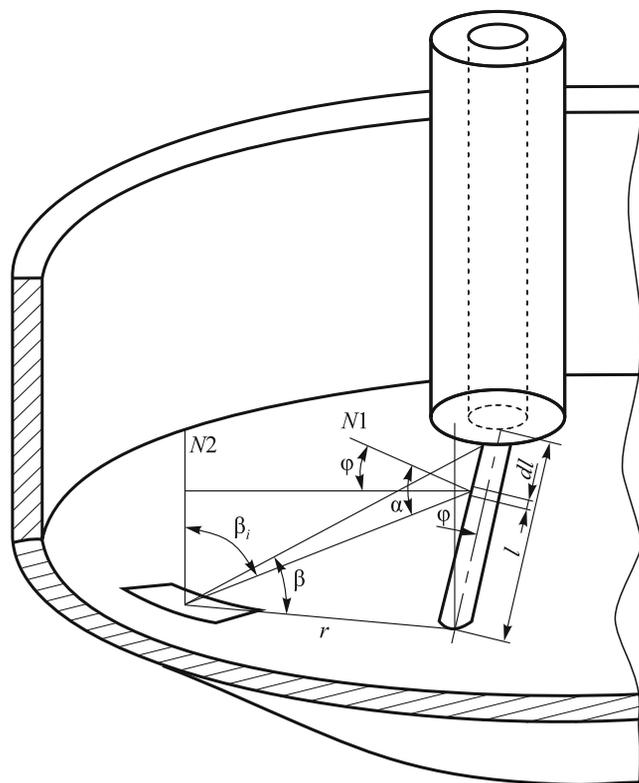


Рис. 1. Геометрические построения для определения локальных угловых коэффициентов излучения линейного источника на элементарную площадку, расположенную на плоскости, при взаимном пересечении линейного источника и плоскости (элементарная площадка находится с внешней стороны линейного источника)

дуги на элементарную площадку K , расположенную на поверхности ванны металла с внешней стороны от источника излучения:

$$\varphi_k = \int_{\varphi}^{\varphi+\beta} \frac{F_k \sin(\alpha_i - \varphi) \sin(\pi/2 - \alpha_i) d\alpha}{\pi^2 r l_d \sin(\pi/2 + \varphi)} = \frac{F_k}{2\pi^2 r l_d \sin(\pi/2 + \varphi)} \left\{ \cos \varphi [\sin^2(\varphi + \beta) - \sin^2 \varphi] - \sin \varphi [\beta + \cos(2\varphi + \beta) \sin \beta] \right\}. \quad (3)$$

Далее необходимо определить локальные угловые коэффициенты излучения линейного источника на элементарную площадку при их расположении в пересекающихся плоскостях и при расположении элементарной площадки с внутренней стороны от линейного источника (рис. 2). Локальный угловой коэффициент излучения линейного источника на элементарную площадку, расположенную с внутренней стороны линейного источника, определяется интегрированием выражения (2) в пределах изменения α_1 и α_2 .

Из рис. 2 видно, что $\cos \beta_{i1} = \sin(\varphi - \alpha_{i1})$; $\cos \beta_{i2} = \sin(\varphi - \alpha_{i2})$; $l_i = r \sin(\pi/2 - \varphi) / \sin(\pi/2 - \alpha_{i1})$; $l_i = r \sin(\pi/2 - \varphi) / \sin(\pi/2 - \alpha_{i2})$; $dl_{d1} \cos \alpha_{i1} = l_{i1} d\alpha_1$; $dl_{d2} \cos \alpha_{i2} = l_{i2} d\alpha_2$. Подставим эти значения в уравнение (2) и, проинтегрировав его в пределах изменения α_{i1} от 0 до φ и

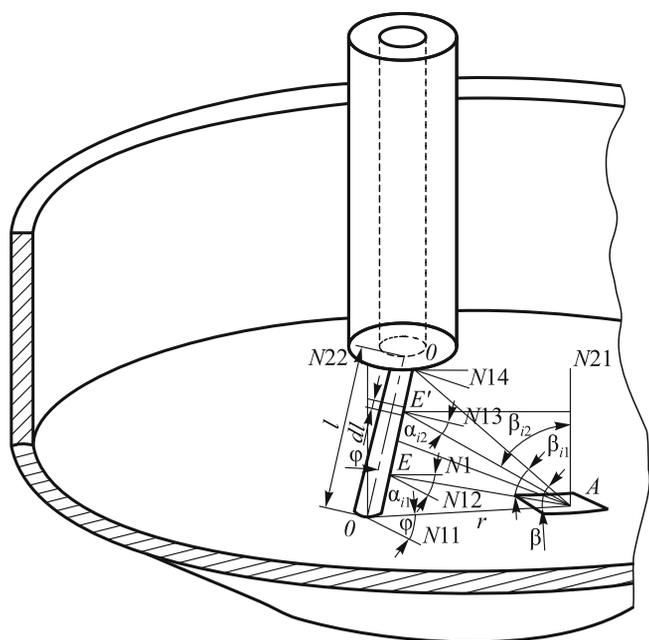


Рис. 2. Геометрические построения для определения локальных угловых коэффициентов излучения линейного источника на элементарную площадку, расположенную на плоскости, при взаимном пересечении линейного источника и плоскости (элементарная площадка находится с внутренней стороны линейного источника)

α_{i2} от 0 до $(\beta - \varphi)$, получим следующее аналитическое выражение:

$$\begin{aligned} \varphi_k &= \int_0^\varphi \frac{F_k \sin(\varphi - \alpha_{i1}) \sin(\pi/2 + \alpha_{i1}) d\alpha_{i1}}{\pi^2 r l_d \sin(\pi/2 - \varphi)} + \\ &+ \int_0^{\beta - \varphi} \frac{F_k \sin(\varphi - \alpha_{i2}) \sin(\pi/2 + \alpha_{i2}) d\alpha_{i2}}{\pi^2 r l_d \sin(\pi/2 - \varphi)} = \\ &= \frac{F_k}{2\pi^2 r l_d} \left\{ [\sin^2(\beta - \varphi) - \sin^2 \varphi] + \right. \\ &\left. + \operatorname{tg} \varphi [\beta + \sin \beta \cos(\beta - 2\varphi)] \right\}. \end{aligned} \quad (4)$$

Вся площадь поверхности металла состоит из n поверхностей элементарных площадок, поэтому средний угловой коэффициент излучения дуги на поверхность металлической ванны $\varphi_{д-м}$ определяется как сумма локальных угловых коэффициентов излучения дуги на элементарные площадки:

$$\varphi_{д-м} = \sum_1^n \varphi_{д-к}. \quad (5)$$

С использованием полученных выражений рассчитаем средние угловые коэффициенты излучения электрических дуг на поверхность металла ДСП вместимостью 150 т при ее работе на сплошном и полом электродах.

Для расчета локальных угловых коэффициентов излучения электрических дуг на элементарную площадку на поверхности металлической ванны разобьем эту поверхность на 40 колец шириной 0,82 м и 36 радиальными прямыми, смещенными одна относительно другой на равные углы, при этом каждое кольцо разобьется на 36 кольцевых, а круг – на 36 круговых секторов. Пусть каждый сектор представляет собой элементарную площадку К на поверхности ванны металла (см. рис. 1, 2), расчетная точка А располагается в центре элементарной площадки. Далее необходимо произвести геометрические построения, изображенные на рис. 1 и 2, и по выражениям (3) и (4) выполнить расчет локальных угловых коэффициентов излучения дуги на каждый из секторов, а по выражению (5) определить величину среднего углового коэффициента на поверхность ванны металла. Затем, используя формулу (1), осуществляем расчет КИТ электрических дуг ДСП, работающей на сплошном и полом (трубчатом) электроде в период жидкой ванны. Результаты расчета средних угловых коэффициентов и величины КИТ электрических дуг приведены в таблице.

Анализ полученных данных показывает, что величина КИТ электрических дуг в период жидкой ванны для

Сравнительные данные тепловой работы ДСП на сплошных и полых (трубчатых) электродах

| Параметр | Электрод | |
|------------------------------------------------------|----------|-------|
| | Сплошной | Полый |
| Вместимость печи, т | 150 | 150 |
| Мощность полная, МВА | 90 | 90 |
| Ток дуги, кА | 61 | 61 |
| Мощность дуги, МВт | 25 | 25 |
| Сумма анодного и катодного падения напряжения, В | 18 | 18 |
| Градиент напряжения столба дуги, В/мм | 0,8 | 0,8 |
| Диаметр электрода, мм | 600 | 600 |
| Диаметр отверстия, мм | – | 90 |
| Длина открытой части дуги, мм | 450 | 340 |
| Угол отклонения дуги от оси электрода, град | 45 | 18 |
| Средний угловой коэффициент излучения дуги на металл | 0,55 | 0,62 |
| Коэффициент использования тепла электрической дуги | 0,58 | 0,64 |

дуговой печи, работающей на полом (трубчатом) электроде, составляет $\eta_d = 0,64$, что на 13 % выше, чем при работе на сплошном электроде ($\eta_d = 0,58$). Это объясняется тем, что за счет более сильного заглубления дуги в металл и эффективного экранирования электрической дуги сверху электродом уменьшается интенсивность облучения футеровки стены, что позволяет организовать более направленный тепловой поток от электрической дуги на ванну металла и тем самым интенсифицировать тепловую работу ДСП. Это подтверждается расчетами величины среднего углового коэффициент излучения электрической дуги на металл в период жидкой ванны. Так для печи, работающей на полом (трубчатом) электроде $\varphi_{d-m} = 0,62$, а при работе на сплошном $\varphi_{d-m} = 0,55$. Необходимо отметить, что КИТ электрических дуг в ДСП, работающей на полых (трубчатых) электродах, в сравнении с работой на сплошных электродах будет больше на 13 % на протяжении всего времени плавки, так как после формирования колодцев, которое для сверхмощных ДСП в среднем длится 5–7 мин, дуги заглубляются в жидкометаллическую ванну. Все это говорит о том, что применение на ДСП полых (трубчатых) электродов позволяет увеличить на 13 % вводимую в ванну мощность и сократить удельный расход электроэнергии. Таким образом, применение полых (трубчатых) электродов в ДСП является экономически целесообразным, так как позволяет повысить технико-экономические показатели ее работы.

Выводы. Аналитическими исследованиями установлено, что при равных условиях проведения плавки

стали для ДСП одинаковой мощности и вместимости наибольший коэффициент использования тепла электрических дуг наблюдается на печах, работающих на полом (трубчатом) электроде за счет большего среднего углового коэффициента излучения электрических дуг на поверхность металла и организации более направленного теплового потока. Кроме того, за счет увеличения на 13 % вводимой мощности уменьшается длительность электроплавки и сокращается удельный расход электроэнергии, что свидетельствует об эффективности и перспективности применения полых электродов в ДСП.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Егоров А.Е., Никольский Л.Е., Огороков Н.В. // Электротермия. 1962. № 9. С. 27–31.
2. Огороков Н.В., Никольский Л.Е., Егоров А.В. // Электротермия, 1962. № 9. С. 13–18.
3. Макаров А.Н., Макаров Р.А. // Изв. вуз. Черная металлургия. 1998. № 2. С. 11–14.
4. Макаров А.Н. Теплообмен в электродуговых и факельных печах и топках паровых котлов. – Тверь: ТГТУ, 2003. – 348 с.
5. Макаров А.Н., Макаров Р.А. // Изв. вуз. Черная металлургия. 1999. № 6. С. 16–19.
6. Промышленные установки электродугового нагрева и их параметры. / Под. общ. ред. Л.Е. Никольского. – М.: Энергия, 1971. – 272 с.
7. Сазонов А.В., Кожухов А.А., Меркер Э.Э. // Черная металлургия. Бюл. ин-та «Черметинформация». 2007. № 11. С. 40–42.

© 2012 г. А.С. Ткачев, А.А. Кожухов, Э.Э. Меркер
Поступила 23 июля 2012 г.

УДК 669.412: 621.047

В.А. Ульянов, В.Н. Гуцин, С.А. Балан

Нижегородский государственный технический университет

ВЛИЯНИЕ ЕМКОСТИ МОДЕРНИЗИРОВАННЫХ ПРОМЕЖУТОЧНЫХ КОВШЕЙ НА ОЧИЩЕНИЕ РАСПЛАВА ОТ ПРИМЕСНЫХ ОБРАЗОВАНИЙ

Конструкция и форма промежуточного ковша должны выполняться таким образом, чтобы уменьшить попадание в кристаллизатор неметаллических включений, иметь возможность быстро заменить ковш при неполадках, обеспечить удобное наблюдение за мениском металла в кристаллизаторе и осуществить выполнение различных технологических операций, например подачу защитных смесей на мениск, замену разливочных стаканов, контроль и поддержание уровня металла в кристаллизаторе [1, 2]. Конфигурация некоторых промежуточных ковшей, применяемых при разливке слабовых МНЛЗ, приведена на рис. 1.

Для уменьшения попадания в кристаллизатор неметаллических включений (НВ) и частиц шлака применяются ковши сложной конфигурации. Это обеспечивается за счет увеличения расстояния от места подвода металла до разливочного отверстия. С этой же целью в промежуточных ковшах устанавливаются огнеупорные перегородки [3–5].

Промежуточный ковш современных МНЛЗ снабжен приспособлениями, позволяющими устранить влияние таких источников загрязнения, как вторичное окисление, эрозия огнеупоров, взаимодействие с ковшевым шлаком, обеспечить всплывание и отделение НВ за счет правильной организации движения металла,

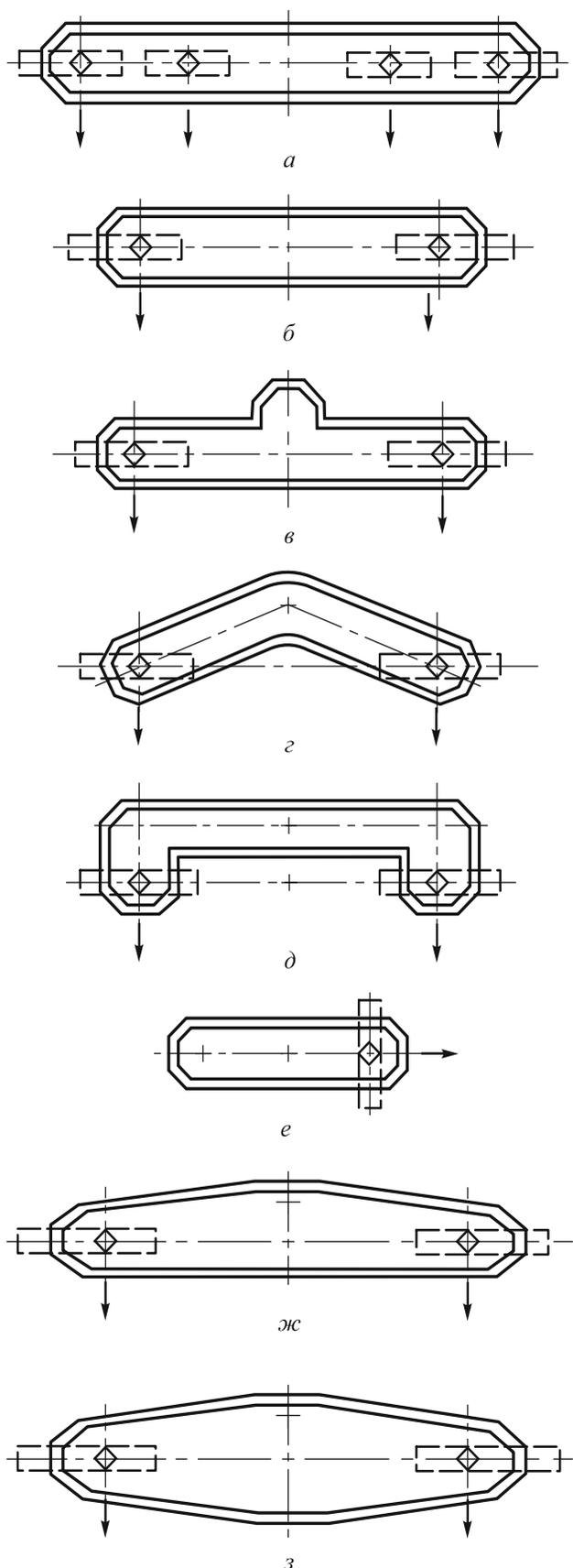


Рис. 1. Формы промежуточных двухручьевых ковшей с перегородками, применяемых для разливки слабовых заготовок:
a – прямоугольная четырехручьевая; *b* – прямоугольная двухручьевая; *v* – Т-образная; *z* – Л-образная; *d* – П-образная; *e* – прямоугольная одноручьевая; *ж* – трапециевидная; *з* – бочкообразная

исключающей появление застойных зон и укороченных путей, обеспечить использование дополнительных технологических приемов – продувки инертными газами, применение специальных крышек и покровных флюсов, регулирование температуры, проведение раскисления и микролегирования стали [6 – 8].

В последнее время особое внимание уделяют новому способу рафинирования металла через специальные отверстия в перегородках, устанавливаемых во внутренней полости промежуточного ковша. Между тем, как показывает практика, применение такого рода перегородок требует оптимизации размещения, формы, размеров, угла наклона перепускных отверстий. Кроме того, в зависимости от формы и емкости промежуточного ковша очень важным моментом, в значительной мере определяющим его рафинирующую способность, является месторасположение и форма самих полнопрофильных перегородок.

Исследования в этом направлении проводились с помощью специализированных методик гидравлического моделирования на прозрачных моделях с использованием разнородных порошкообразных материалов в качестве моделируемых примесных образований при дальнейшем промышленном опробовании полученных разработок [4, 5, 8]. Моделирование поведения включения в промежуточном ковше проводилось из расчета высокой стойкости футеровки последнего, т.е. минимизации экзогенного образования примесных образований в самой жидкой ванне за счет эрозийного воздействия на нее потоков расплава. Полученные положительные результаты прошли промышленную проверку.

Условия для повышения качества литья за счет оптимизации процессов, происходящих в промежуточных ковшах, включают следующие основные критерии:

- устранение внешних источников загрязнения металла;
- обеспечение условий для выделения и удаления НВ, что связано с увеличением времени отстоя металла, рациональной организацией потока металла, сведением к минимуму мертвых зон, организацией фильтрации металла и т.п.;
- разработка и введение ряда таких вспомогательных технологических операций, как усовершенствование подачи металла в ковш, снижающей и исключаящей поглощение и эмульсификацию шлака в разливочном отсеке, использование подогревающих устройств, введение в ковш добавок (легирующих, раскислительных и т.п.), продувка газами, контроль металла и шлака.

Проблема рафинирования металла от включений традиционно решалась путем рациональной организации процессов, связанных с образованием включений (раскисление, десульфурация) и процессов, обеспечивающих абсорбцию образующихся включений шлаком [1, 2].

В настоящее время комплексное использование методов флотации и фильтрации включений становится повсеместной практикой. Образовавшиеся или попавшие в металл каким-то иным способом НВ при этом сталкиваются друг с другом. Число этих столкновений зависит, прежде всего, от интенсивности искусственного или естественного перемешивания расплава. Неметаллические включения менее 1 мкм движутся по законам случайных блужданий (броуновское движение). При столкновении частиц НВ может происходить их полное слияние (коалесценция) или слипание в более крупный конгломерат (коагуляция). В промежуточных ковшах для лучшего очищения от них устанавливают пороги-стенки, перегородки.

В процессе проведения многочисленных исследований было установлено, что содержание НВ в литом металле значительно уменьшается при разливке стали через емкие и глубокие промежуточные ковши с установленными в них порогами-стенками, полнопрофильными стенками [3, 4].

Таким образом, разливка расплавов через промежуточный ковш без шлакоулавливающих устройств не может считаться удовлетворительным технологическим процессом. При прочих равных технологических режимах меньшая емкость ковша приводит к:

- снижению степени улавливания примесных образований, т. е. увеличению вероятности попадания различного рода примесных образований через разливочные стаканы в жидкую лунку непрерывнолитых заготовок;
- уменьшению перепада температур по длине жидкой лунки, т. е. сохранению достаточной величины перегрева;
- увеличению динамичности мениска и повышению вероятности в местах наибольшего проявления стоячих волн оголения (от шлакового покрова) мениска, что чревато вторичным газонасыщением расплава.

Проведенные исследования на 10 – 70-т промежуточных ковшах различной формы с применением разного рода шлакоулавливающих порогов (рис. 2, а) не показали большого преимущества в степени улавливания примесей. Исследования на 27 – 50-т промежуточных ковшах с применением полнопрофильных перегородок, отделяющих приемную часть ковша (отсек с защитной трубой) от разливочных частей ковша (разливочные отсеки) (рис. 2, б), дали более существенные результаты как по увеличению степени улавливания примесных образований, так и по возможности снижения температурных перепадов в расплаве по длине ковшей большой емкости.

Все приведенные на рис. 3 результаты модельных опытов при высоте налива металла в 27-т промежуточном ковше $h_m = 850 - 1100$ мм, размером щелей $h_{щ} = 50$ мм и расположении их на высоте от дна $h_p = 300$ мм, угле наклона горизонтальных ще-

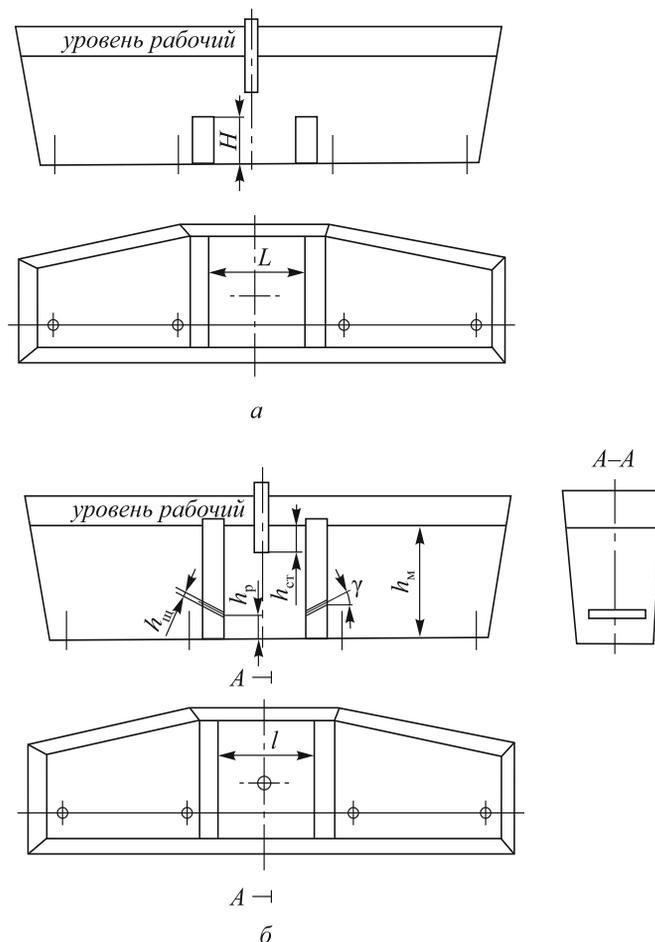


Рис. 2. Конструкции шлакоулавливающих систем трапецевидного промежуточного ковша:
а – с порогами; б – с полнопрофильными перегородками

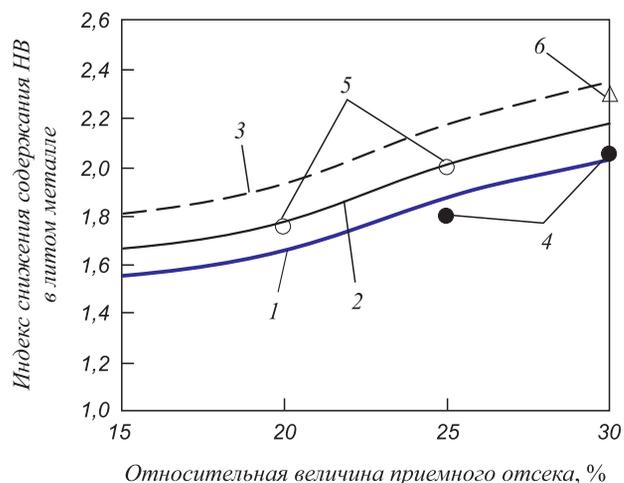


Рис. 3. Сводные сведения по использованию различных технических решений в случае применения полнопрофильных перегородок с горизонтальными щелями в промежуточных ковшах:

1 – 3 – данные моделирования; 4 – 6 – данные промышленных исследований; 1 – изменение объема приемного отсека при уровне расплава 850 мм; 2 – то же при уровне расплава 1100 мм; 3 – то же при уровне расплава 1100 мм и продувке инертным газом в разливочных отсеках; 4 – 6 – промышленные замеры (сталь 09Г2С) для приведенных выше вариантов (1, 2, 3), соответственно

лей $\alpha = 0 - 15^\circ$ и заглублении защитной трубы $h_{ст} = 100 - 200$ мм по улавливанию примесных образований получены для частиц размером более 100 мкм. Наиболее эффективно конструктивное решение с применением наклонных щелей в полнопрофильных перегородках получено при углах наклона $5 - 10^\circ$.

Как видно из рис. 3, увеличение объема приемного отсека (относительно общего объема) трапециевидного промежуточного ковша до 30 %, образованного полнопрофильными перегородками, дает наилучшие результаты по снижению неметаллических включений в литом металле. В зависимости от дополнительных мер по повышению уровня расплава в промежуточном ковше и применения продувки, снижение неметаллических включений в литом металле в реальности наблюдалось в пределах 25 – 40 %.

На рис. 3 за единицу принят индекс снижения неметаллических включений при разливке жидкого металла через обычные промежуточные ковши без перечисленных технических решений.

Как показывают исследования, в промышленных и лабораторных условиях небольшой объем приемного отсека (менее 15 % для 27-т промежуточного ковша) оказывает влияние не только на распространение гидротоков в разливочных отсеках, но и на эмульсификацию поступающих в них шлаковых включений, всплытие которых с больших глубин затруднено. Источником эмульсификации шлакового покрова в стесненном приемном отсеке являются, как это было выявлено в ходе модельных испытаний, конусообразные вихри на мениске. Интенсивность и размеры последних зависят от скорости вхождения струи расплава в жидкую лунку и стесненности приемного пространства. Уменьшению эмульсификации, а следовательно и повышению чистоты расплава от включений способствуют применение «турбостоп», вдувание аргона через защитную трубу и донная продувка инертным газом.

Как показали исследования, степень очистки расплава от включений в промежуточных ковшах с полнопрофильными перегородками и без них при уве-

личении времени пребывания и размеров включений повышается.

Однако с увеличением времени пребывания расплава в ковше возрастают и перепады температур по длине ковша, что неблагоприятно сказывается на качестве заготовок, отливаемых через сливы у торцов промежуточных ковшей и стабильности их разливки.

Наличие в полнопрофильных перегородках перепускных отверстий площадью, соответствующей стабильному расходу расплава, расположенных под углом к горизонту, позволяет решить две проблемы: создать более благоприятную для всплытия неметаллических включений гидродинамику жидкой ванны и ускорить циркуляцию потоков, что снижает перепады температур расплава в разливочных отсеках.

Таким образом, перспектива применения полнопрофильных перегородок в промежуточных ковшах МНЛЗ очевидна.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Вишкарёв В.А. и др. Рафинирование стали в промежуточном ковше УНРС – М.: Информсталь, 1990. С. 18 – 48.
2. Кудрин В.А. Теория и технология производства стали – М.: Мир, 2003. – 528 с.
3. Куклев А.В. и др. // Металлург. 2004. № 8. С. 43 – 45.
4. Гуцин В.Н, Ульянов В.А. Методы исследования и разработка градиентных промышленных технологий управления тепломассообменными процессами при разливке и формировании непрерывнолитых и стационарных заготовок. – Н. Новгород: НГТУ, 2006. – 141 с.
5. Ульянов В.А. и др. Внепечная обработка и разливка стали – Н.Новгород: НГТУ, 2008. – 129 с.
6. Кудрин В.А. Обработки стали на установках непрерывной разливки стали //Итоги науки и техники. Серия: производство чугуна и стали. Т. 20. – М.: ВИНТИ, 1990. С. 61 – 116.
7. Марченко И.К. Полунепрерывное литье стали. – М.: Металлургия, 1986. – 226 с.
8. Скворцов А.А, Акименко А.Д, Ульянов В.А. Влияние внешних воздействий на процесс формирования слитков и заготовок – М.: Металлургия, 1991. – 216 с.

© 2012 г. В.А. Ульянов, В.Н. Гуцин, С.А. Балан
Поступила 23 мая 2012 г.

УДК 669.18:621.746.047.007

Ю.А. Самойлович

Научно-исследовательский институт металлургической теплотехники

ФОРМИРОВАНИЕ СЖИМАЮЩИХ НАПРЯЖЕНИЙ В ГОЛОВКЕ РЕЛЬСОВ С ЦЕЛЮ ПОВЫШЕНИЯ ИХ ЭКСПЛУАТАЦИОННОЙ СТОЙКОСТИ

Обеспечение безопасности движения поездов в значительной степени зависит от исправного содержания и стойкости железнодорожных рельсов. В настоящее время проблема повышения работоспособности желез-

нодорожных рельсов остается достаточно актуальной. Отказы рельсов, преждевременный выход которых связан с их недостаточным качеством, наносит существенный ущерб ОАО «Российские железные дороги».

На приобретение новых рельсов взамен выработавших свой ресурс ежегодно тратится около 10 млрд руб.

Вместе с тем, ознакомление с технической литературой по производству транспортного металла за рубежом показывает, что многие зарубежные фирмы производят рельсы, превосходящие отечественные по основным показателям стойкости и длительности эксплуатации в полтора – два раза.

Успехи зарубежных предприятий в производстве качественных рельсов во многом связаны с изменившимся подходом к выбору химического состава рельсовой стали и освоению новых технологических приемов термоупрочнения рельсов.

Заслуживает внимания, в частности, стремление к получению необходимой высокой твердости головки рельсов без увеличения содержания углерода, поскольку повышение углеродного эквивалента резко снижает свариваемость стали при монтаже и ремонте рельсовых путей.

В качестве примера успешной реализации такого подхода в работе [1] изложен опыт фирмы Тиссен Шталь (Германия) по производству рельсов повышенной прочности, основанный на использовании стали бейнитного класса, содержащей %: 0,35 – 0,40 C; 1,5 Si; 0,7 Mn; 1,1 Cr; 0,8 Mo и 0,1 V.

Изотермическая закалка рельсов указанного состава привела к формированию структуры мелкоигльчатого (нижнего) бейнита, обладающего твердостью около 400 HV и относительным удлинением порядка 9 %.

Дополнительный отпуск рельсов при 550 °C в течение 1 ч позволил достигнуть следующих показателей прочности и пластичности: временное сопротивление 1400 – 1450 Н/мм², относительное удлинение 13 – 15 %, твердость до 440 HV, вязкость разрушения не менее 40 МПа/м^{0,5}, что значительно превышает соответствующие показатели рельсов отечественного производства со структурой пластинчатого перлита [2].

Следует отметить, что проблема повышения конструкционной прочности изделий (в том числе и рельсов) из стали бейнитного класса является предметом обширных исследований в отечественной металлургической науке.

В работах [3 – 5] представлены результаты исследования механических свойств стали 30ХГСА и 40ХНМА, близких по составу к рельсовым сталям, при термоупрочнении по двум способам: при закалке в масле с последующим отпуском и при изотермической закалке в соляной ванне при температуре 325 °C в течение 15 – 30 мин. Показано, что временное сопротивление стали при обоих способах закалки достигает значений 140 – 160 кГ/мм², тогда как значения ударной вязкости при изотермической закалке в соль возрастают в 1,5 – 2 раза по сравнению со случаем закалки в масло.

К примеру, для стали 40ХНМА, содержащей, %: 0,40 C; 0,21 Mo; 0,72 Cr; 1,34 Ni, при закалке в масло с исходной температуры 850 °C временное сопро-

тивление равно $\sigma_B = 160$ кГ/мм², ударная вязкость $a_K = 2$ кГм/см² (отпуск после закалки при температуре 300 °C в течение двух часов).

В случае изотермической закалки в соль при $T = 325$ °C с выдержкой в течение 30 мин ударная вязкость металла достигает значений 3,4 кГм/см² при $\sigma_B = 165$ кГ/мм².

Промышленные эксперименты, результаты которых представлены в работах [6,7], подтвердили возможность повышения прочности железнодорожных рельсов до уровня $\sigma_B = 140 – 150$ кГ/мм² при высоких показателях пластичности металла. При этом упрочнение рельсов осуществлено путем изотермической закалки на нижний бейнит при выдержке рельсов в ваннах с расплавом смеси солей NaNO₃ и KNO₃ в течение 30 мин при температуре 320 – 340 °C.

Важным результатом работы [7] является установленный путем тензометрирования факт наличия сжимающих остаточных напряжений (порядка 12 – 15 кГ/мм²) на поверхности катания головки рельсов, закаленных на нижний бейнит.

Авторы работы [7] отмечают, что наличие сжимающих напряжений на поверхности катания рельсов повышает предел контактной выносливости металла, что должно повысить эксплуатационную стойкость рельсов.

Отметим, что в более поздней работе Н.И. Кобаско [8] получил факт благоприятного воздействия сжимающих остаточных напряжений на повышение ресурса эксплуатации стальных деталей. Заслуживает внимания отмеченное авторами работы [7] снижение степени коробления рельсовых проб, закаленных на нижний бейнит.

Несмотря на полученные в работах [6,7] обнадеживающие результаты в отношении прочности и пластичности металла, идея изотермической закалки рельсов в смеси расплавленных солей не получила распространения, что можно объяснить объективными трудностями использования агрессивной закалочной среды в промышленных условиях. В зарубежных публикациях технология закалки рельсов на нижний бейнит освещается крайне скупо; упоминается лишь об использовании сжатого воздуха в процессе изотермической закалки.

В настоящей работе предлагается использовать при изотермической закалке рельсов на нижний бейнит экологически чистую закалочную среду – техническую воду цеховой температуры. Предполагается, что охлаждение рельса с прокатного нагрева осуществляется с использованием водокапельных форсунок центробежного типа, позволяющих в широких пределах регулировать расход воды и соответствующую интенсивность охлаждения поверхности рельса.

При этом конструкция закалочного устройства должна обеспечить возможность дифференцированного (раздельного) регулирования расходов воды, посту-

пающей к отдельным участкам рельса (головке, шейке, подошве).

Замена закалочной среды (холодная вода вместо расплава солей) представляет собой достаточно радикальное изменение технологии закалки стали и нуждается в решении комплекса проблем, к числу которых относится обоснование рациональных режимов охлаждения рельсов, разработка конструкции закалочного устройства, а также системы автоматического управления расходом охлаждающей среды.

В настоящей работе уделяется внимание решению двух вопросов – определению рациональных режимов изотермической закалки рельсов, а также анализу эпюры остаточных напряжений в головке рельсов, подвергаемых закалке на нижний бейнит.

Обеспечение изотермической закалки рельсов при использовании воды в качестве закалочной среды

Реализация изотермической закалки рельсов в интервале температур бейнитного превращения (300 – 400 °С) с использованием холодной воды в качестве закалочной среды нуждается в снижении охлаждающей способности воды.

Известно, что погружение рельсов в холодную воду сопровождается закалкой стали на мартенсит и нередко приводит к возникновению трещин вследствие чрезмерного охрупчивания металла.

Снижение охлаждающей способности воды достигается путем подачи воды к охлаждаемой поверхности изделия в импульсном режиме с использованием частичного обогрева поверхности за счет тепла, аккумулированного изделием перед закалкой, т.е. за счет эффекта «самоотпуска» [9].

На рис. 1 приведены результаты эксперимента по охлаждению образца из никеля (цилиндр диаметром 60 мм, высотой 180 мм) водовоздушным спреером при регулируемой (с использованием микроЭВМ) подаче воды и воздуха по таким режимам, при которых изменение во времени температуры поверхности образца подчиняется заранее заданному режиму [10]. Связь между компьютером и спреером осуществляется при помощи аналого-цифровых преобразователей.

На вход управляющей системы поступает текущее значение температуры опытного образца (от термопары, приваренной к образцу), на выходе фиксируются вычисляемые компьютером значения давлений воды и воздуха распылительной системы. В память компьютера вводятся аналитические выражения начальной температуры образца ($T_0 = 800$ °С) и заданной температуры поверхности на протяжении четырех последовательных интервалов времени, показанной штриховой линией на рис. 1.

Математическая модель процесса охлаждения опытного образца, встроенная в память компьютера, позволяет прогнозировать необходимую интенсивность наружного охлаждения и текущие (импульсные) значения давлений воды и воздуха в системе спреерного охлаждения.

Графики, представленные на рис. 1, иллюстрируют изменение значений давления воды и воздуха, обеспечивающие соблюдение заданного режима охлаждения образца. Здесь наибольший интерес представляет интервал времени от 40 до 60 с, на протяжении которого система охлаждения должна обеспечить выдержку металла в интервале температур 370 – 390 °С.

Как следует из рис. 1, указанная изотермическая выдержка металла обеспечивается при полном отключении водяных форсунок и весьма низком (близком к

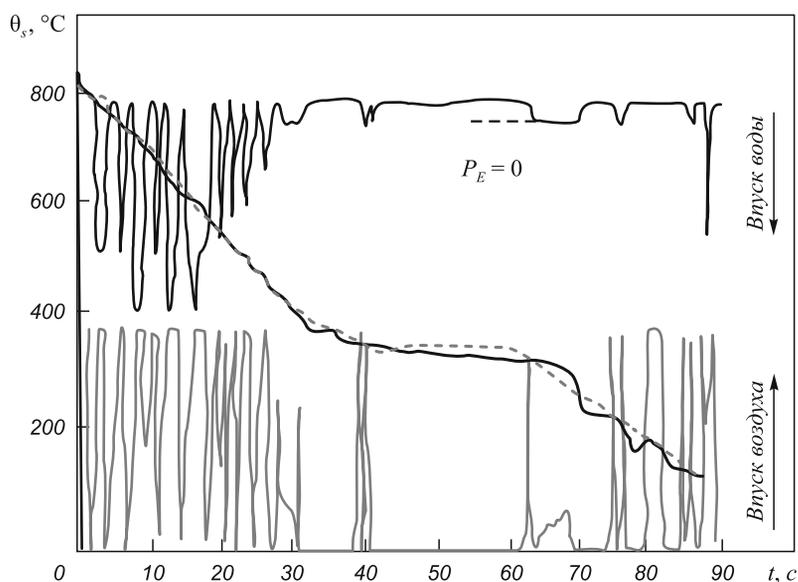


Рис. 1. Управление скоростью охлаждения и выдержкой металла при постоянной температуре при импульсном режиме водовоздушного охлаждения (эксперимент Моро–Аршамболта)

нулю) давлению воздуха. При этом за счет теплообмена излучением температура на поверхности образца на протяжении 20 с снижается весьма незначительно (на 3 – 5 °С) и можно признать, что изотермическая выдержка металла в этом интервале времени удовлетворяет технологическим условиям.

Представленный пример системы управления (с использованием микроЭВМ) импульсным режимом охлаждения металлического образца служит прототипом предлагаемого способа изотермической закалки рельсов на нижний бейнит с использованием технической воды в качестве закалочной среды.

Управление режимом охлаждения рельса в процессе изотермической закалки осуществляется с использованием математической модели, изложенной в работах [11, 12] и позволяющей учитывать кинетику превращений аустенита, а также возникновение термических и структурных напряжений в сечении рельса в процессе остывания. Изменение математической модели, приведенной в работе [11], относится к способу определения температурного поля в сечении рельса с учетом импульсного режима теплоотдачи на поверхности рельса и обеспечения необходимой длительности изотермического превращения аустенита в нижний бейнит ($A \rightarrow B$). Известно, что для стали 30ХГСА и 40ХНМА длительность превращения $A \rightarrow B$ не превышает 25 – 30 мин [3, 4].

В последующих расчетах используется предположение о том, что длительность превращения $A \rightarrow B$ составляет 30 мин, причем наибольшая скорость бейнитного превращения достигается в интервале температур 300 – 400 °С.

Ранее, при обсуждении условий остывания опытного образца в эксперименте Моро-Аршамболта [10], отмечалось, что изотермическая выдержка при температуре 390 °С в течение 10 с обеспечивалась за счет предельного снижения интенсивности наружного охлаждения. Аналогичным образом, при обеспечении изотермической выдержки при закалке головки рельса необходимо на определенное время минимизировать интенсивность наружного охлаждения. При этом достаточно высокая, по сравнению с точкой кипения воды, температура выдержки (350 °С) поддерживается за счет поступления к охлаждаемой поверхности тепла, аккумулированного в центральной части головки рельса. Длительность остывания головки рельса в интервале температур изотермической выдержки (от 400 до 300 °С) зависит от начальной температуры рельса перед закалкой, не превышающей 900 – 950 °С.

Поскольку запасы тепла, аккумулированные головкой рельса перед началом закалки, ограничены, совершенно не очевидно, что этих запасов тепла окажется достаточно для поддержания температуры на поверхности головки в пределах указанного выше интервала температур превращения $A \rightarrow B$ на протяжении 30 минут.

Убедимся в соблюдении данного необходимого условия при решении задачи теплопроводности для остывающего рельса при задании импульсного режима охлаждения на поверхности рельса.

Определение поля температур в закаливаемых рельсах состоит в численном решении уравнения

$$\rho C \frac{\partial T}{\partial t} = \operatorname{div}(\lambda \operatorname{grad} T) + Q(x, y, z, t) \quad (1)$$

с учетом начального условия $T(t_0) = T_i$ при $t = 0$, а также граничных условий на поверхности рельса:

$$\lambda \left. \frac{\partial T}{\partial n} \right|_{\text{пов}} = \alpha (T_{\text{пов}} - T_s), \quad (2)$$

где: T – температура; t – время; λ , ρ , C – коэффициенты теплопроводности, массовой плотности и удельной теплоемкости металла соответственно; Q – объемная плотность источника тепла, сопровождающего протекание фазовых превращений; T_s – температура охлаждающей среды; T_i – начальное значение температуры рельса; n – нормаль к его поверхности; α – эффективное (усредненное) значение коэффициента теплоотдачи на поверхности рельса.

Плотность источника тепла фазового превращения имеет вид: $Q = \rho L \frac{\partial \Psi}{\partial t}$, где $\Psi(x, y, t)$ – доля превращенного аустенита, L – удельная теплота фазовых переходов.

Режим изотермической закалки головки рельса в интервале температур превращения $A \rightarrow B$ может быть обеспечен при строгом соблюдении заданной зависимости от времени коэффициента теплоотдачи на поверхности катания головки.

На основании проведенной серии расчетов по определению температурного поля рельсов предлагается разделить полную длительность охлаждения рельса при закалке на три периода:

- начальный период длительностью 120 с, в течение которого осуществляется подстуживание головки рельса с последующим низким отпуском,
- период изотермической закалки головки рельса длительностью 1800 с при импульсном (периодическом во времени) изменении коэффициента теплоотдачи;
- заключительная стадия остывания рельса на воздухе, либо при сниженной интенсивности форсуночного охлаждения.

Целью подстуживания поверхности катания головки в первом периоде является снижение неравномерности температурного поля вдоль вертикальной оси рельса, что благоприятно сказывается на распределении временных и остаточных напряжений при последующей закалке.

Изменение во времени коэффициента теплоотдачи в первом периоде задано следующим соотношением:

$$\alpha = AK1 + (A01 - AK1) \exp\left(-20 \frac{t}{tk}\right) \text{ при } t \rightarrow t_0; \quad (3)$$

$$\alpha = A_S \text{ при } t = t_0 \rightarrow t_1, \quad (4)$$

где: $A01 = 3000 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{°C})$; $AK1 = 1500 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{°C})$; $A_S = 50 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{°C})$; $tk = 5000 \text{ с}$; $t_0 = 15 \text{ с}$; $t_1 = 120 \text{ с}$.

Второй период охлаждения рельса (период изотермической закалки) характеризуется заданием эффективного коэффициента теплоотдачи в виде периодической ступенчатой функции, график которой показан на рис. 2. При выборе максимальных значений коэффициента теплоотдачи в этом периоде учитывали уровень коэффициентов теплоотдачи при изотермической закалке стальных изделий в расплаве солей, изменяющихся, как показано экспериментами Д.Я. Вишнякова [13], в пределах $400 - 600 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{°C})$.

Пиковые значения коэффициента α в данном периоде приняты постепенно снижающимися от 1000 до

$50 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{°C})$. Интервал времени между пиковыми значениями α принят равным 20 с.

Значения коэффициента α в промежутках между пиковыми значениями принимали равными нулю, что вызывало локальное повышение температуры поверхности головки рельса за счет тепла, поступающего из внутренних объемов головки.

Результаты расчетного определения температур в нескольких представительных точках поперечного сечения рельса (указанных на рис. 3), представлены графиками на рис. 4, а.

Расчеты выполнены в соответствии с математической моделью, описание которой приведено в работах [11, 12], при задании следующих теплофизических свойств стали: $\rho = 7500 \text{ кг}/\text{м}^3$; $\lambda = 30 \text{ Вт}/\text{м} \cdot \text{град}$; $C = 628 \text{ Дж}/\text{кг} \cdot \text{град}$; $T_S = 20 \text{ °C}$; $L = 75,8 \text{ кДж}/\text{кг}$ (для превращения аустенита в перлит); $L = 20 \text{ кДж}/\text{кг}$ (для превращения аустенита в нижний бейнит).

Как видно из рис. 4, а, при задании коэффициента теплоотдачи α в виде ступенчатой (импульсной) функции с постепенно снижающейся амплитудой, удается удержать температуру на поверхности катания головки рельса в пределах интервала температур бейнитно-

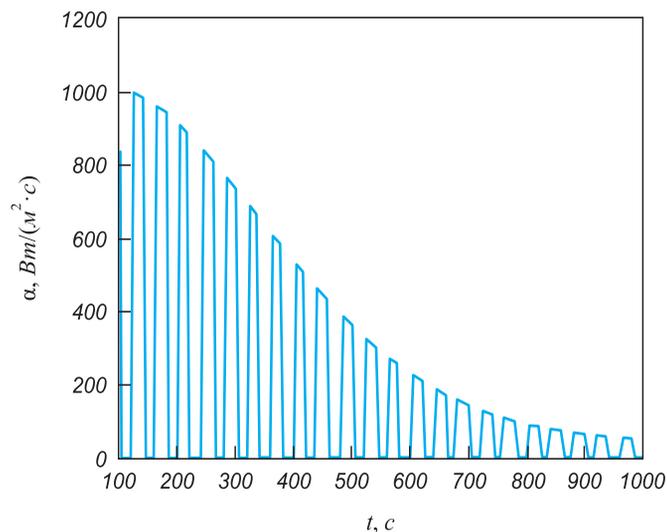


Рис. 2. Задание коэффициента теплоотдачи в виде импульсной функции времени

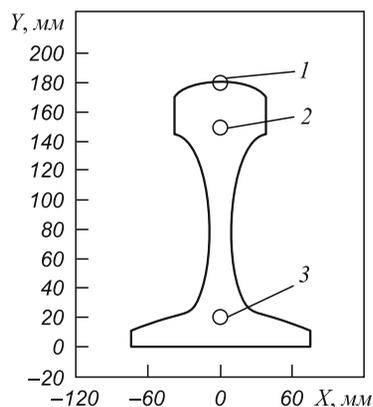


Рис. 3. Схема размещения контрольных точек в поперечном сечении рельса

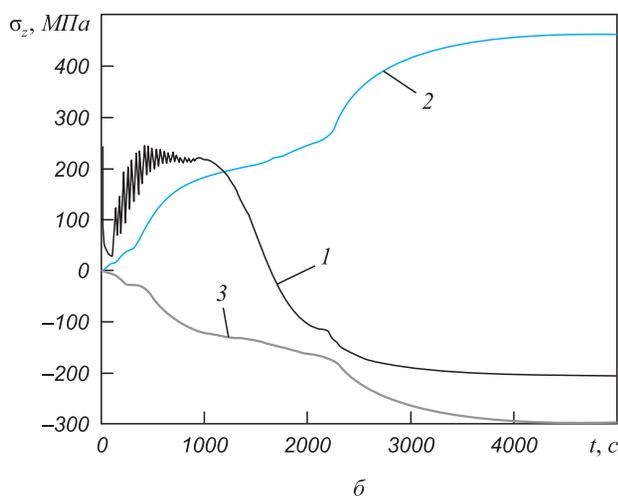
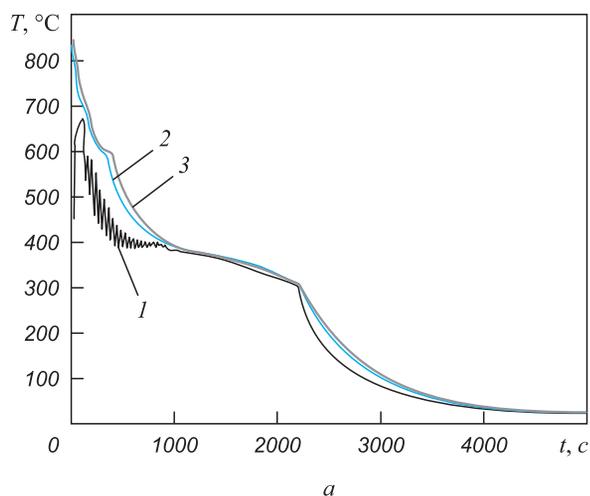


Рис. 4. Изменение во времени температур (а) и продольных напряжений (б) в контрольных точках поперечного сечения рельса

го превращения (300 – 400 °С) на протяжении отрезка времени, равного 1800 с и достаточного для превращения 60 % исходного аустенита в нижний бейнит. Как показано ниже, при такой степени превращения $A \rightarrow B$ поверхностный слой головки рельса подвержен воздействию сжимающих остаточных напряжений, что благоприятно сказывается на износостойкости рельса.

Результаты проведенного расчетного анализа свидетельствуют о том, что при задании коэффициента теплоотдачи в виде импульсной функции представляется возможным обеспечить проведение изотермической закалки головки рельса из стали 30ХГСА или 40ХНМА на нижний бейнит при использовании холодной воды в виде закалочной среды.

Необходимо отметить определенную ограниченность полученного результата. Хорошо известно, что при повышении степени легирования стали марганцем или хромом весьма существенно возрастает длительность инкубационного периода превращений типа $A \rightarrow B$.

К примеру, для стали 48Г4, содержащей, %: 0,48 С; 0,26 Si и 4,33 Mn, длительность превращения аустенита в нижний бейнит возрастает до 7 – 10 ч. Аналогичная длительность превращения $A \rightarrow B$ характерна для стали 54Х3, содержащей, %: 0,54 С; 0,23 Si; 0,32 Mn и 3,54 Cr. Очевидно, что при столь высокой степени легирования стали указанными элементами (Mn, Cr) количество тепла, аккумулированного головкой рельса при нагреве под прокатку, оказывается недостаточным для поддержания температуры головки рельса при температурах 300 – 400 °С в течение нескольких часов при попытках импульсного режима охлаждения с использованием холодной воды в качестве закалочной среды.

Анализ эпюры напряжений в головке рельса при изотермической закалке на нижний бейнит

Математическая модель термонапряженного состояния рельса, приведенная в работах [11, 12], позволяет исследовать характер распределения временных и остаточных напряжений в головке рельса, подвергаемой изотермической закалке. Значения чисто термических напряжений зависят от коэффициента линейного расширения α_T . При расчетах структурных напряжений, обусловленных протеканием в металле фазовых превращений, используются следующие предположения: коэффициент термического расширения заменяется эквивалентным коэффициентом расширения стали β , при определении которого используется правило аддитивности, согласно которому

$$\beta = \beta_A + \beta_P + \beta_B = A(t)\beta_A^m + P(t)\beta_P^m + B(t)\beta_B^m, \quad (5)$$

где β_A^m , β_P^m , β_B^m – максимальные значения коэффициентов расширения отдельных фаз – аустенита, перлита и бейнита соответственно, $A(t)$, $P(t)$, $B(t)$ – относительные

количества отдельных фаз, нарастающие во времени.

Для случая превращения аустенита в нижний бейнит относительное количество бейнита определяется по формуле Колмогорова–Аврами–Мейла

$$B(t) = B_k \left\{ 1 - \exp \left[-kB(t - tB)^n \right] \right\}, \quad (6)$$

где tB – длительность инкубационного периода изучаемой стали; B_k – предельное относительное количество превращенного аустенита, зависящее от температуры превращения; коэффициент kB рассчитывается по формуле, приведенной в работе [14]:

$$kB = \frac{0,693}{\left[A \exp \left(\frac{Q}{RT} \right) \right]^n}, \quad (7)$$

где Q – энергия активации превращения; R – газовая постоянная; T – абсолютная температура превращения; $A = 0,086 = \text{const}$.

Следуя работе [14], примем параметры Q и n равными: $Q = 11\,700$ кал/моль, $n = 4,8$ и рассчитаем по формуле (7) коэффициент скорости превращения kB при температуре превращения $T = T_B = 623$ К (350 °С): $kB = 1,75 \cdot 10^{-15} \text{ с}^{-n}$.

Максимальные значения коэффициентов линейного расширения отдельных фаз приняты равными: $\beta_A^m = 2,08 \cdot 10^{-5}$, $\beta_P^m = -1,52 \cdot 10^{-5}$, $\beta_B^m = -2,25 \cdot 10^{-5}$ град⁻¹.

Результаты расчетов количества бейнита и соответствующие значения продольных напряжений в контрольных точках поперечного сечения рельса представлены на рис. 4 – 6.

Из рис. 5, б следует, что при задании импульсного режима теплоотдачи напряжения на поверхности катания головки рельса (т. 1) изменяются в режиме термциклирования, причем амплитуда колебаний продольных напряжений достигает значений 100 – 110 МПа в моменты времени $t = 250 - 300$ с и постепенно затухает при $t > 1000$ с.

Кривые на рис. 6 отражают синхронность процессов нарастания количества нижнего бейнита в головке рельса $B(t)$ и снижения соответствующих значений продольных напряжений $\sigma_x(t)$ на поверхности катания головки (т. 1), а также на расстоянии 10 мм (т. 2) от поверхности катания.

Характерно, что снижение напряжений в головке наблюдается лишь в точках 1 и 2, т.е. в пределах полосы прокаливаемости (15 мм) головки рельса.

В термическом центре головки рельса, расположенном на расстоянии 30 мм от поверхности катания, преобладают растягивающие напряжения, как показано на рис. 4, б и 5, б.

Следует еще раз подчеркнуть, что зона расположения сжимающих напряжений ограничена полосой прокаливаемости металла на нижний бейнит вблизи от поверхности катания головки. На рис. 7 представлено

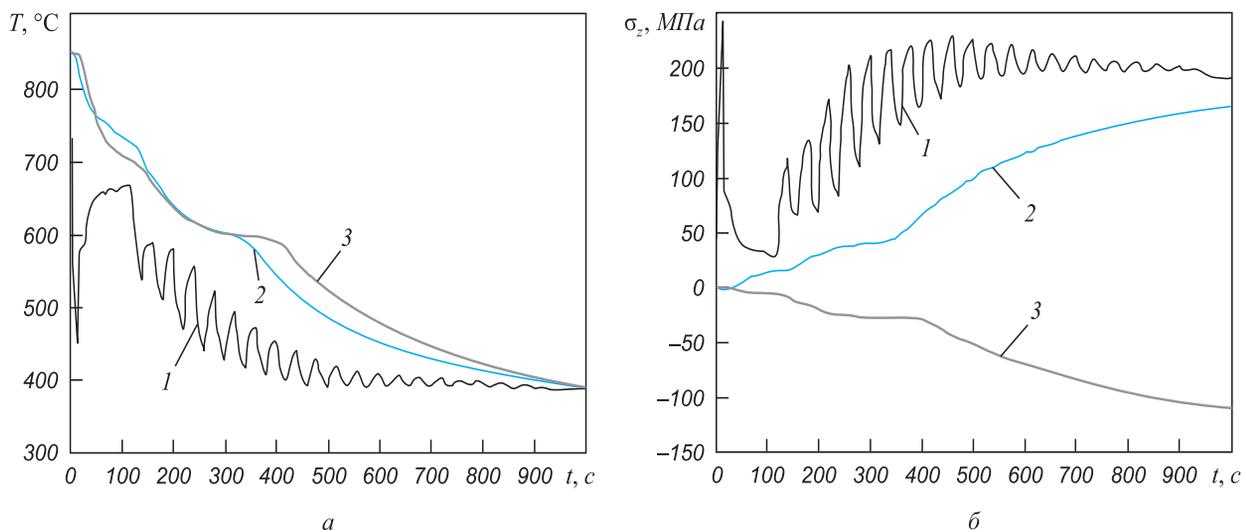


Рис. 5. Изменение во времени температур (а) и продольных напряжений (б) в контрольных точках поперечного сечения рельса при импульсном режиме охлаждения на участке длительностью 1000 с

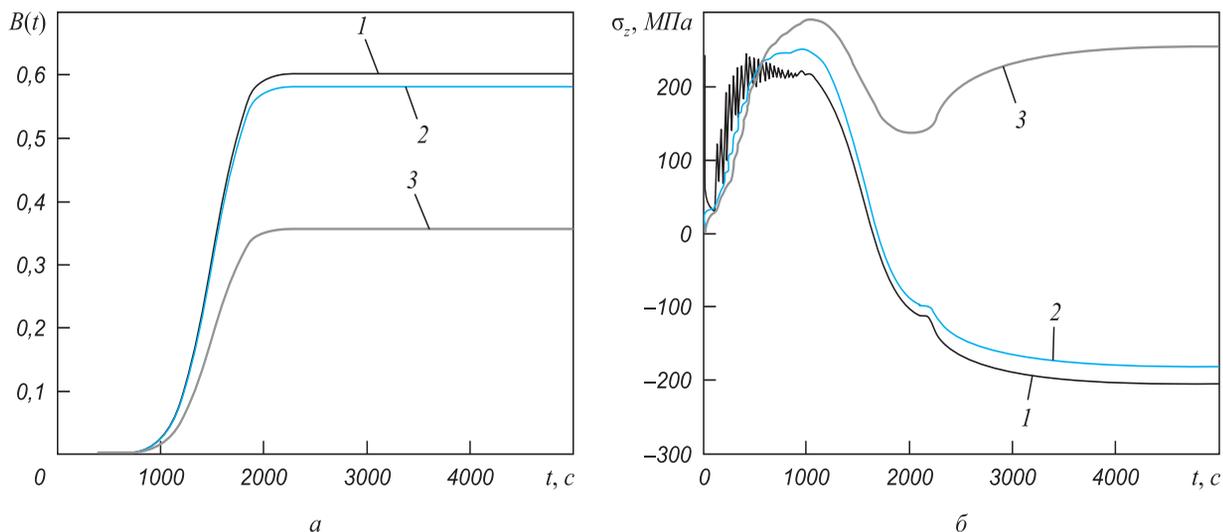


Рис. 6. Изменение во времени количества бейнита (а) и продольных напряжений (б) в трех точках головки рельса, расположенных на поверхности катания (1) ($Y = 180 \text{ мм}$) и на расстоянии 10 мм (2) ($Y = 170 \text{ мм}$) и 20 мм (3) ($Y = 160 \text{ мм}$) от поверхности катания

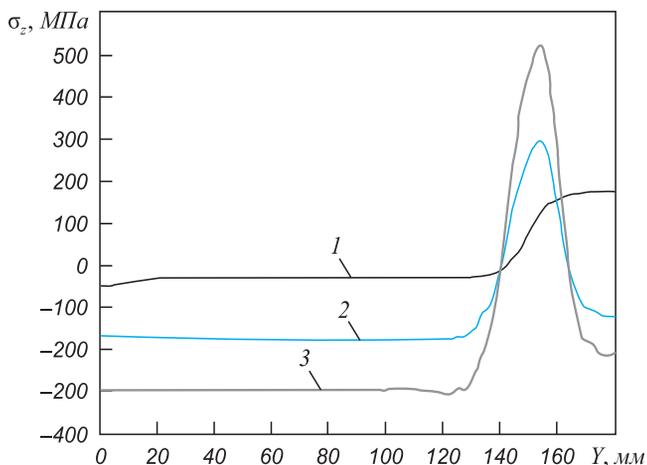


Рис. 7. Распределение продольных напряжений вдоль оси рельса для трех моментов времени, с:
 1 – 400; 2 – 2200; 3 – 5000

распределение продольных напряжений вдоль оси поперечного сечения рельса для трех характерных моментов времени. Видно, что отрицательные (сжимающие) напряжения ограничены полосой металла, толщина которой не превышает 15 мм, а на расстоянии 26 – 27 мм от поверхности катания в головке рельса возникают растягивающие напряжения, максимальные значения которых достигают 500 – 510 МПа.

Установленные расчетом закономерности термонапряженного состояния головки рельса дают основания для заключения о том, что изотермическая закалка головки на нижний бейнит, осуществляемая при импульсном режиме охлаждения головки, может способствовать повышению износостойкости рельсов. Это заключение основано на возникновении сжимающих напряжений в слое металла, примыкающем к поверхности катания головки, следствием чего является по-

вышение контактной прочности металла со структурой нижнего бейнита.

Практическое использование предложенного способа изотермической закалки рельсов на нижний бейнит нуждается в экспериментальном определении (уточнении) ряда параметров изучаемого процесса.

В частности, необходимо уточнить значение коэффициента линейного расширения нижнего бейнита, а также ряда показателей импульсного режима охлаждения – амплитудных значений коэффициента теплоотдачи $\alpha(t)$ и длительности Dt интервалов времени между парой смежных импульсов подачи охлаждающей среды (холодной воды).

Выводы. Показана возможность осуществления изотермической закалки железнодорожных рельсов формата Р65 с формированием структуры нижнего бейнита в головке рельса за счет импульсного режима охлаждения головки холодной водой в течение 25 – 30 мин. При этом полная длительность остывания рельса при закалке разделяется на три стадии – начальная стадия подстуживания головки рельса (100 – 120 с), стадия импульсного охлаждения (1800 с) и заключительная стадия остывания рельса на воздухе.

Формирование зоны нижнего бейнита на поверхности катания обеспечивает существенное упрочнение металла в этой зоне по сравнению со случаем структуры пластинчатого перлита, который образуется при традиционном способе термоупрочнения рельсов путем объемной закалки в масле. Весьма существенной особенностью предлагаемого способа термоупрочнения рельсов является факт возникновения сжимающих

напряжений в зоне металла, закаленного на нижний бейнит, что способствует повышению его контактной прочности и увеличению износостойкости рельсов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Боер Х.-Д., Датта С., Кайзер Г.-Ю. // Черные металлы. 1995. № 2. С. 29 – 36.
2. Термически упрочненные рельсы / А.Ф. Золотарский, Я.Р. Раузин, Е.А. Шур и др. – М.: Транспорт, 1976. – 264 с.
3. Певзнер Л.М. // Журнал технической физики. 1949. Т. 19. Вып. 4. С. 481 – 491.
4. Певзнер Л.М. Металловедение и термическая обработка. – М.: Машгиз, 1955. С. 74 – 107.
5. Потак Я.М. Высокопрочные стали. – М.: Metallurgia, 1972. – 290 с.
6. Приданцев М.В., Казарновский Д.С., Данилов В.И. и др. // Сталь. 1965. № 4. С. 358 – 361.
7. Казарновский Д.С., Приданцев М.В., Бабич А.П. и др. // Сталь. 1970. № 5. С. 465 – 468.
8. Кобаско Н.И., Николин Б.И., Драчинская А.Г. и др. // Изв. вуз. Машиностроение. 1987. № 10. С. 153 – 157.
9. Зимин Н.В., Акимов И.К. // Металловедение и термическая обработка металлов. 1964. № 6. С. 28 – 31.
10. Моро Ф., Аршамболт П. // Промышленная теплотехника. 1989. Т. 11. № 3. С. 48 – 55.
11. Самойлович Ю.А. // Metallurg. 2011. № 11. С. 65 – 72.
12. Самойлович Ю.А. // Metallurg. 2011. № 12. С. 57 – 64.
13. Вишняков Д.Я. Свойства расплавленных солей, применяемых в ваннах печей. // Структура и свойства стали. Тр. Московского института стали. 1949. Вып. 27. С. 126 – 175.
14. Umamoto M., Horiuchi K., Tamura I. // Trans. of ISIJ. 1982. Vol. 22. P. 854 – 861.

© 2012 г. Ю.А. Самойлович
Поступила 24 сентября 2012 г.

*В.П. Романенко, А.В. Фомин, Н.А. Комков,
Г.П. Илларионов, А.А. Севастьянов*

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

ВЛИЯНИЕ СХЕМЫ ДЕФОРМАЦИОННОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ЛИТОЙ МЕТАЛЛ КОЛЕСНОЙ СТАЛИ

Физико-механические и эксплуатационные свойства металлопродукции, получаемой обработкой металлов давлением, зависят от созданной структуры металла изделий, формирование которой определяется состоянием исходной структуры заготовки, схемой деформирования (способа обработки металлов давлением), термомеханическими режимами процесса (величиной деформации, температурой начала и конца процесса), а так же выбором режимов термообработки. Методами обработки металлов давлением возможно создание не только необходимой формы и геометрических размеров изделия, но и формирование благоприятной макро- и микроструктуры металла, обеспечивающей повышение его служебных свойств и эксплуатационной надежности. При этом формирование структуры может быть осуществлено с учетом развития напряжений, возникающих при эксплуатации в готовом изделии, что позволяет существенно повысить ресурс его работоспособности [1, 2]. В большинстве случаев процесс изготовления продукции обработкой давлением состоит из достаточно простых технологических способов и приемов (осадка, протяжка, прокатка и др.) и в зависимости от последовательности их использования при производстве возможно получение изделий с определенным регламентированным комплексом механических свойств.

В данной работе представлены результаты экспериментального исследования влияния различных схем деформационного воздействия на заготовку, моделирующие технологические условия производства железнодорожных колес, на механические свойства колесной стали.

Для эксперимента использовали специально подготовленные исследовательские образцы диам. 100 мм и длиной 300 мм из стали для железнодорожных колес марки Т, ГОСТ 10791, вырезанные из периферийной и срединной частей колесной заготовки (рис. 1). На предприятии колесные заготовки изготавливают разрезкой семикорпусного слитка на части (на семь частей).

При исследовании влияния деформационного воздействия на механические свойства колесной стали для сопоставления были взяты механические свойства металла исходных литых заготовках (вариант I). Исследо-

вание деформационного воздействия на механические свойства металла литой заготовки было осуществлено для следующих схем деформации: прошивка исследователя образца на стане винтовой прокатки (вариант II); осадка сплошного исследователя образца на прессе (вариант III); комбинированная схема – прошивка исследователя образца на стане винтовой прокатки и последующая осадка полого образца на прессе (вариант IV).

Исследовательские образцы с литой макроструктурой в соответствии с выбранными схемами деформационного воздействия на металл заготовки были деформированы на следующем оборудовании: прошивка была осуществлена на лабораторном двухвалковом стане 100; осадка – на гидравлическом прессе усилием 0,25 МПа. Прошивка образцов на стане в полу гильзу была выполнена на оправке диам. 29 мм с обжатием в пережиме валков 15 % и углом подачи 120. Прошивка образцов была осуществлена с величиной вытяжки $\mu \approx 1,5$. Образцы на прессе были осажены при скорости деформирования $v = 60$ мм/мин. Перед каждой операцией прошивки и осадки исследовательские образцы нагревали в печи до 1200 – 1220 °С.

Для осадки использовали специально подготовленные сплошные и полые цилиндры равных объемов ($V = \text{const}$). Сплошные цилиндры были получены разрезкой исследовательских образцов на части, а полые цилиндры изготовили из прошитых толстостенных гильз. Размеры сплошных и полых цилиндров, исполь-

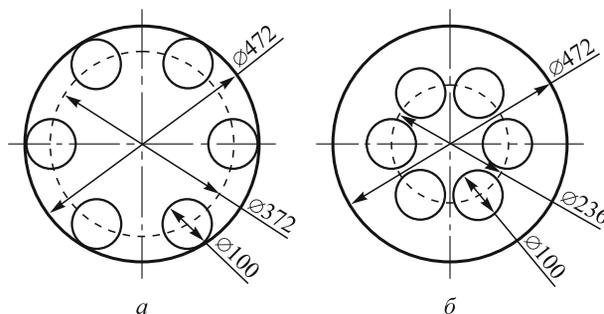


Рис. 1. Схема вырезки исследовательских образцов из колесной заготовки:
а – из периферийной части, б – из срединной части заготовки

зованных для осадки, приведены в таблице. Осадку сплошных и полых цилиндров выполняли на плоскопараллельных плитах до конечной высоты 23,5 мм.

Размеры сплошного и полого цилиндров, подготовленных для осадки на прессе

| Вид цилиндра | Наружный диаметр D , мм | Внутренний диаметр d , мм | Высота H , мм | Средняя величина деформации при осадке ε_{cp} , % |
|--------------|---------------------------|-----------------------------|-----------------|---------------------------------------------------------------|
| Сплошной | 100 | – | 65 | 64,0 |
| Полый | 88 | 32 | 96 | 75,5 |

Из деформированных заготовок были подготовлены образцы для определения влияния способа деформации на механические свойства металла.

Исследование механических свойств деформированного металла было выполнено в соответствии с ГОСТ 1497 на образцах с диаметром рабочей части $d_{раб} = 3$ мм. Определение ударной вязкости осуществляли в соответствии с ГОСТ 9495 на призматических образцах размером $5 \times 10 \times 55$ мм с U -образным надрезом глубиной 2 мм, выполненным с расчетом распространения трещины разрушения при ударе к оси изделия. Механические свойства и ударная вязкость металла образцов были определены при температуре 20 °С. Определение механических свойств металла при растяжении осуществляли на испытательной машине модели Instron со скоростью деформации $\sim 10^3 \text{ с}^{-1}$. Испытания на ударный изгиб образцов выполняли на маятниковом копре модели РСВ-30.

Исследовательские образцы для механических испытаний из исходной литой заготовки вырезали в радиальном, тангенциальном и осевом направлениях, толстостенных гильз (прошитых заготовок) – только в тангенциальном и осевом направлении. Радиальные образцы не были изготовлены из-за ограниченного размера гильз в этом направлении. Вырезку образцов для исследования механических свойств металла в осевом направлении осуществляли на половину толщины стенки гильзы, литой – половину радиуса заготовки, в тангенциальном направлении – из участков, прилегающих к наружной поверхности гильз и литых заготовок. Вырезку образцов из осажённых заготовок для исследования механических свойств металла осуществляли в радиальном направлении, а также в тангенциальном направлении из участков, прилегающих к боковой поверхности деформированной заготовки.

Установленные при исследовании значения характеристик механических свойств и ударной вязкости колесной стали в исходном литом состоянии (вариант I), после деформации на стане винтовой прокатки (вариант II), после осадки на прессе сплошных заготовок (вариант III) и полых заготовок (вариант IV) представ-

лены на рис. 2. Показанные значения являются средними для трех образцов.

По результатам исследования механических свойств образцов из колесной стали, вырезанных из периферии и срединной части слитка (см. рис. 2) видно, что для заготовки в исходном литом состоянии (I вариант) характерна анизотропия механических свойств: прочностные и пластические свойства металла периферийной зоны колесного слитка выше по сравнению с срединной частью. Проработка литой структуры металла в результате прошивки на стане винтовой прокатки оказала качественное влияние на механические свойства колесной стали (II вариант). По сравнению с литым образцом в результате прошивки несколько снизился условный предел текучести металла (рис. 2, в). Возросли прочностные характеристики металла срединной части слитка, однако они уступали по прочностным показателям металлу из периферийной зоны (рис. 2, г).

В результате механических испытаний было выявлено, что деформационное воздействие на заготовку значительно повышает пластические свойства колесной стали и сопротивление ударным нагрузкам. Заготовки, деформированные на стане винтовой прокатки, по показателям пластических свойств значительно превосходят исходную литую заготовку (рис. 2, а, б). Значения относительного удлинения металла, вырезанного из периферийной части слитка деформированной заготовки выше исходного литого металла из соответствующей части слитка в 1,2 раза в осевом направлении и в 1,4 раза в тангенциальном направлении, а металла из срединной части слитка – в 1,5 раза в осевом направлении и в 2,2 раза в тангенциальном. В результате деформации еще более значительно возросли показатели относительного сужения деформированного металла: из периферийной части слитка в 8,5 раза в осевом направлении и в 2,9 раза в тангенциальном направлении; из срединной части слитка – в 2,7 и 3,1 раза соответственно.

Как можно видеть по графикам изменения механических свойств металла (см. рис. 2), в результате свободной осадки сплошных заготовок при относительной величине деформации 64 % (вариант III) повышаются значения относительного удлинения (δ), относительного сужения (ψ) и временного сопротивления (σ_B) во всех исследуемых направлениях и частях слитка.

Однако в результате осадки уменьшаются показатели сопротивления металла ударным нагрузкам по всем исследуемым направлениям. Ухудшение показателей по ударной вязкости наблюдается как для металла, вырезанного из периферии слитка, так и срединной части по сравнению с соответствующими показателями свойств колесной стали не только после прошивки на стане винтовой прокатки, но также и для литого состояния, за исключением тангенциального направления периферийной части слитка. Только в этом направлении наблюдается некоторое увеличение ударной вязкости

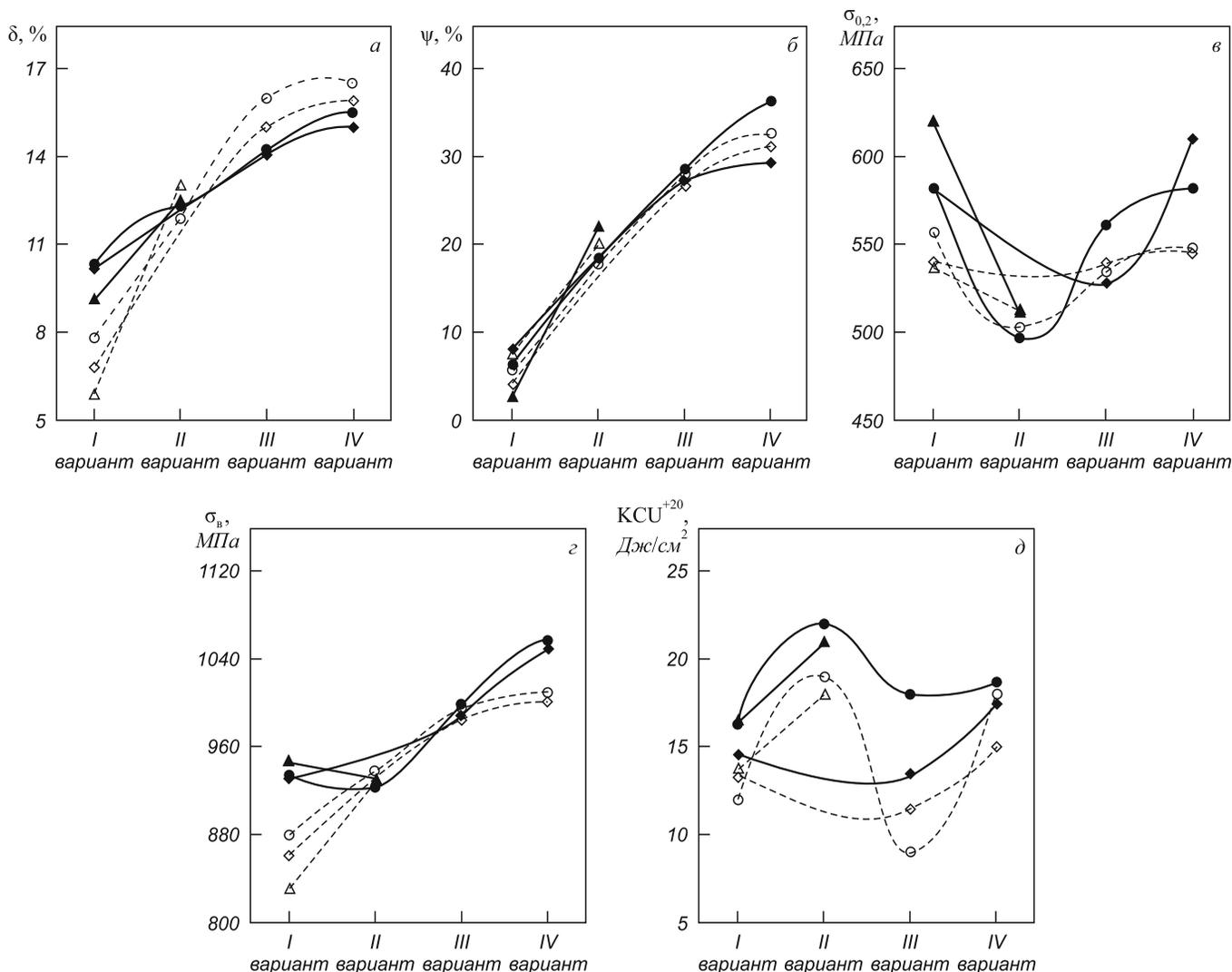


Рис. 2. Влияние схем течения металла на механические свойства колесной стали: относительное удлинение δ (а); относительное сужение ψ (б); условный предел текучести $\sigma_{0.2}$ (в); временное сопротивление σ_b (z); ударная вязкость КСУ^{+20} (d);
 ——— периферийная часть; - - - - - срединная часть; Δ, \blacktriangle — осевое направление; \circ, \bullet — тангенциальное направление; \square, \blacksquare — радиальное направление

металла по сравнению с литой сталью. Причем наряду с ударной вязкостью происходит снижение также показателей по пределу текучести.

Наиболее высокие служебные свойства деформированный металл колесной заготовки приобрел в результате применения комбинированной схемы деформационного воздействия – при прошивке исследовательского образца в толстостенную гильзу на стане винтовой прокатки и последующей свободной осадке на прессе (IV вариант). При этом способе обработки произошло повышение пластических свойств (средние значения показателей для деформированного металла из периферии и срединной части слитка, тангенциальное направление/радиальное): относительное удлинение в 1,7/1,75 раза; относительное сужение в 6,3/5 раз; ударная вязкость в 1,25/1,16 раза.

В результате комбинированной схемы деформации возросли также прочностные свойства металла

колесной заготовки. Например, если показатели временного сопротивления для литого металла в тангенциальном направлении соответствовали значениям $\sigma_b = 907,5 \text{ МПа}$, а в радиальном – $\sigma_b = 897 \text{ МПа}$ (средние значения показателей прочностных свойств исходного литого металла из периферии и срединной части слитка), то после комбинированного способа обработки заготовки прочностные свойства металла, в зависимости от направления вырезки исследовательских образцов, были равны соответственно 1034 и 1027,5 МПа.

Повышение потребительских свойств металла колесной заготовки обусловлено благоприятным воздействием комбинированного способа обработки давлением на макроструктуру слитка. Развитие сдвиговых процессов в литом металле при деформации на стане винтовой прокатки и последующей осадке на прессе способствует глубокой деформационной проработке литой макроструктуры. В результате деформации

происходит измельчение исходной макроструктуры и формирование более благоприятно ориентированной к эксплуатационным нагрузкам полосчатой структуры металла заготовки, устранение или уплотнение пор, раковин и других дефектов металлургического происхождения.

Использование толстостенной гильзы, полученной на прошивном стане винтовой прокатки, в качестве исходной заготовки для изготовления колес по сравнению со сплошной заготовкой более предпочтительно для производства осесимметричных поковок типа дисков из-за снижения необходимых усилий при свободной осадке на прессе, вследствие двустороннего истечения металла полой заготовки в отличие от одностороннего при осадке сплошных заготовок [3]. В работах [4, 5] на основе результатов компьютерного моделирования показана принципиальная возможность получения поковок типа дисков, в частности железнодорожных колес. За счет специфического сдвигового смещения металла при прошивке заготовки в гильзу на стане винтовой прокатки и последующей осадке появляется возможность перераспределения лучше проработанных деформацией объемов металла в наиболее ответственные и нагруженные при эксплуатации части колеса – в обод и диск.

Выводы. Исследовано влияние различных схем деформационного воздействия на заготовку на механические свойства колесной стали. Установлено, что наиболее высокие механические свойства металла при деформационном воздействии по сравнению с исходным литым состоянием колесной стали достигаются при изготовлении на прошивном стане винтовой прокатки полой заготовки и последующей ее осадки на

прессе. При этом комбинированном способе обработки давлением достигнуто следующее повышение служебных свойств металла колесной заготовки (средние значения показателей свойств металла из периферии и серединной части слитка): относительное удлинение в тангенциальном направлении в 1,7 раза, радиальном – в 1,75 раза; относительное сужение в тангенциальном направлении в 6,3 раза, радиальном – в 5 раз; ударная вязкость в тангенциальном направлении в 1,25 раза, радиальном – в 1,16 раза; временное сопротивление в тангенциальном направлении в 1,14 раза, радиальном – в 1,16 раза.

Таким образом, результаты исследований позволяют предположить, что использование деформированной полой заготовки для производства поковок типа дисков при изготовлении железнодорожных колес обеспечит повышение механических свойств и эксплуатационных характеристик готового изделия.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Тюрин В.А. Теория и процессыковки слитков на прессах. – М.: Машиностроение, 1979. – 240 с.
2. Микляев П.Г., Фридман Я.Б. Анизотропия механических свойств металлов. – М.: Металлургия, 1986. – 224 с.
3. Тарновский И.Я., Трубин В.Н., Златкин М.Г. Свободная ковка на прессах. – М.: Машиностроение, 1967. – 328 с.
4. Романенко В.П., Фомин А.В., Яндимиров А.А. // Металлург. 2011. № 7. С. 62 – 65.
5. Романенко В.П., Фомин А.В., Илларионов Г.П. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2012. № 3. С. 59 – 62.

© 2012 г. В.П. Романенко, А.В. Фомин, Н.А. Комков,
Г.П. Илларионов, А.А. Севастьянов
Поступила 12 октября 2012 г.

УДК 621.98:539.37

В.П. Романенко, Д.В. Сизов, Г.П. Илларионов

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ГЕОМЕТРИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА ПРОШИВКИ ОСОБОТОЛСТОСТЕННЫХ ГИЛЬЗ

При производстве осесимметричных поковок типа дисков и железнодорожных колес изыскиваются новые методы улучшения качества готовых изделий, одним из которых является использование в качестве заготовок особотолстостенных гильз, полученных винтовой прошивкой.

Одним из факторов, влияющих на технико-экономические показатели производства заготовок под поковки типа дисков из особотолстостенных гильз, является точность этих гильз. В настоящее время не существует ГОСТ и ТУ на горячедеформированные особотолстостенные трубы с отношением наружного диаметра к толщине стенки $D/S = 3,2 - 3,88$. В связи

с этим вопрос точности особотолстостенных гильз является актуальным.

Процесс винтовой прошивки заготовок в двухвалковом стане винтовой прокатки характеризуется винтовым движением каждой точки металла в очаге деформации, а так же самоцентрированием прошивной оправки в осевой зоне заготовки за счет схемы напряженно-деформированного состояния, обуславливающей растягивающие напряжения в этой зоне [1, 2].

Основными факторами, влияющими на точность получаемых гильз в двухвалковом стане винтовой прокатки, являются: неравномерность нагрева заготовки, жесткость клетки, точность зацентровки заготовок,

устойчивость оправочного стержня, несоосность оси оправки с осью прокатки, качество поверхности валков и др. [3].

В данной работе представлены результаты исследования геометрических параметров осеболотостенных гильз из колесной стали марки Т по ГОСТ 10791-2011, прошитых на стане винтовой прокатки по заданным технологическим режимам за один и за два прохода.

В ходе эксперимента прошивка заготовок диам. 100 мм осуществлялась на оправках диам. 28, 32, 36 мм с суммарными вытяжками $\mu = 1,92 - 1,98$ за два прохода, а так же на оправке диам. 32 мм и $\mu = 1,55$ за один проход.

Процесс прошивки осуществлялся на опытно-промышленном стане МИСиС 130Д с биконическим типом валков. Заготовки под прошивку нагревали до температуры $T = 1150$ °С, при этом время выдержки в печи составляло 100 – 120 мин, что обеспечивало равномерный нагрев по объему заготовки и снижало один из наиболее важных факторов повышенной разностенности – неравномерность нагрева исходной заготовки. Прошивка осуществлялась при следующих технологических параметрах: угол подачи $\beta = 12^\circ$, коэффициент овализации $\xi = 1,1$ мм/мм, обжатие перед носком оправки $\varepsilon_{н.о.} = 12,5$ %, скорость оборота валков $n = 60$ об/мин. При этом суммарное обжатие в пережиме валков для заготовок с коэффициентом вытяжки $\mu = 1,92 - 1,98$ составило $\varepsilon = 25$ % за два прохода, а для заготовок с коэффициентом вытяжки $\mu = 1,55$ составило $\varepsilon = 15$ % за один проход.

Для оценки точности полученных гильз измеряли наружный диаметр и толщину стенки. Обработка результатов осуществлялась по методике, представленной в работе [4]. При этом определяли разностенность, среднее значение толщины стенки, дисперсию толщины стенки, точность по наружному диаметру, среднее значение диаметров гильз для различных режимов прошивки и др.

Замеры разностенности образцов проводили в трех сечениях по восьми точкам (рис. 1). Выбирали два крайних сечения на расстоянии 100 мм от торцов и третье сечение в середине гильзы. Результаты по разностенности гильз представлены в табл. 1, так же приведена

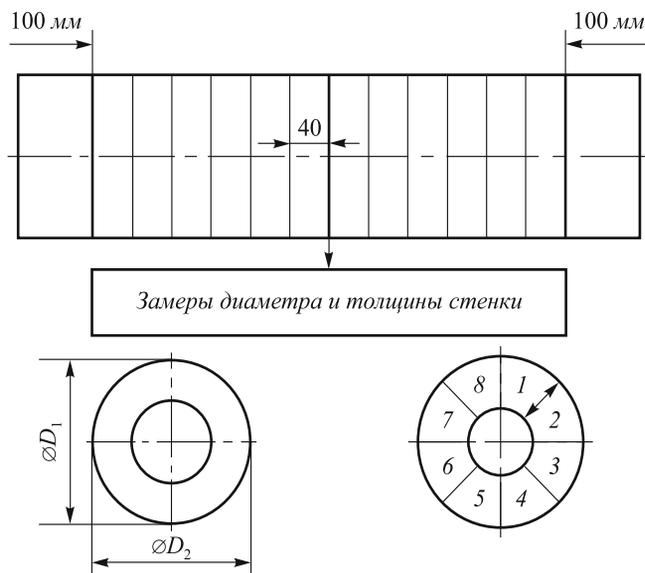


Рис. 1. Способ замера наружного диаметра и толщины стенки

гистограмма распределения отклонений по разностенности (рис. 2).

Данная гистограмма показывает нормальное распределение значений отклонений толщины стенки от среднего значения, выраженное в процентном соотношении. Заштрихованной областью являются отклонения в пределах среднеквадратического отклонения $\pm\sigma$, показывающей, что 68,2 % отклонений лежат в этой области. В данном исследовании среднее квадратическое отклонение по толщине стенки составило $\pm 1,7$ %, а предельные отклонения лежат в области ± 5 %.

Замеры наружного диаметра проводились по длине гильз с шагом 40 мм в двух взаимно перпендикулярных сечениях за исключением стадий неустановившегося процесса (см. рис. 1), результаты по отклонениям представлены в табл. 2.

Отклонения значений наружных диаметров лежат в пределах $\pm 1,2$ % от среднего значения, а среднее квадратическое отклонение всей выборки данных, показывающее, что 68,2 % отклонений находятся в данной области, в пределах $\pm 0,4$ % (рис. 3).

Таблица 1

Значения точности гильз по толщине стенки

| Номер гильзы | Режим прошивки | | | Среднее квадратическое отклонение гильзы по толщине стенки σ , % |
|--------------|------------------------------------------------------------------------|-------------------------------------------------------------------|----------------------------|-------------------------------------------------------------------------|
| | Суммарный коэффициент вытяжки μ , мм ² /мм ² | Суммарное обжатие по диаметру в пережиме валков ε , % | Диаметр оправки d_o , мм | |
| 325 | 1,55 | 15 | 32 | 0,95 |
| 425 | 1,55 | 15 | 32 | 2,03 |
| 322 | 1,92 | 25 | 28 | 1,42 |
| 422 | 1,92 | 25 | 28 | 1,14 |
| 323 | 1,94 | 25 | 32 | 1,71 |
| 423 | 1,94 | 25 | 32 | 1,45 |

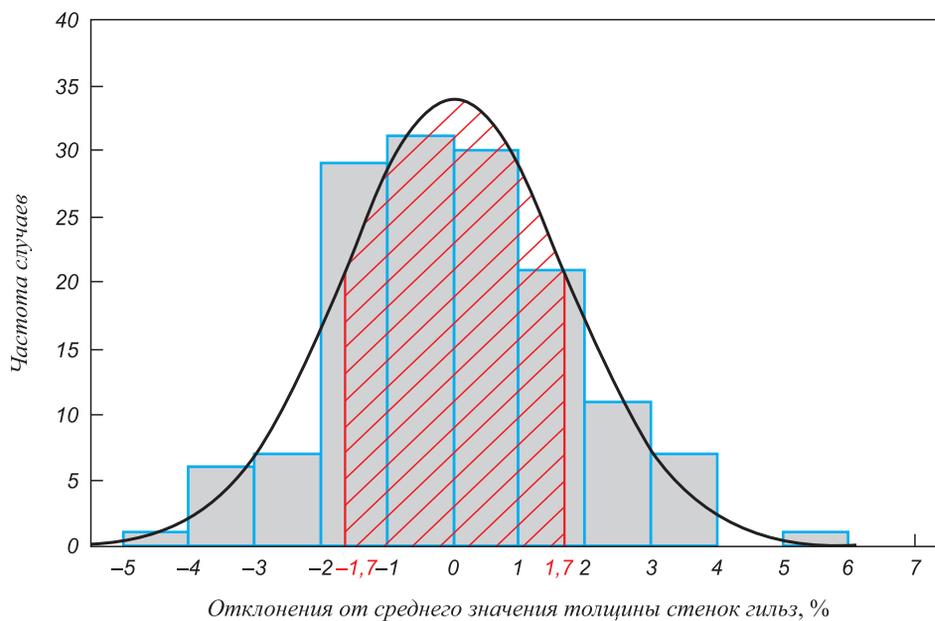


Рис. 2. Гистограмма распределения отклонений по толщине стенки гильз

Таблица 2

Значения точности гильз по наружному диаметру

| Номер гильзы | Режим прошивки | | | Средний диаметр гильз, $D_{i(ср)}$, мм | Среднее квадратическое отклонение гильзы по наружному диаметру σ , % |
|--------------|------------------------------------------------------------------------|----------------------------------------------------------------|----------------------------|-----------------------------------------|-----------------------------------------------------------------------------|
| | Суммарный коэффициент вытяжки μ , мм ² /мм ² | Суммарное обжатие по диаметру в пережиге валков ϵ , % | Диаметр оправки d_o , мм | | |
| 325 | 1,55 | 15 | 32 | 90,11 | 0,53 |
| 425 | 1,55 | 15 | 32 | 90,12 | 0,43 |
| 322 | 1,92 | 25 | 28 | 79,53 | 0,80 |
| 422 | 1,92 | 25 | 28 | 79,47 | 0,67 |
| 324 | 1,98 | 25 | 36 | 81,10 | 0,48 |
| 424 | 1,98 | 25 | 36 | 81,04 | 0,26 |

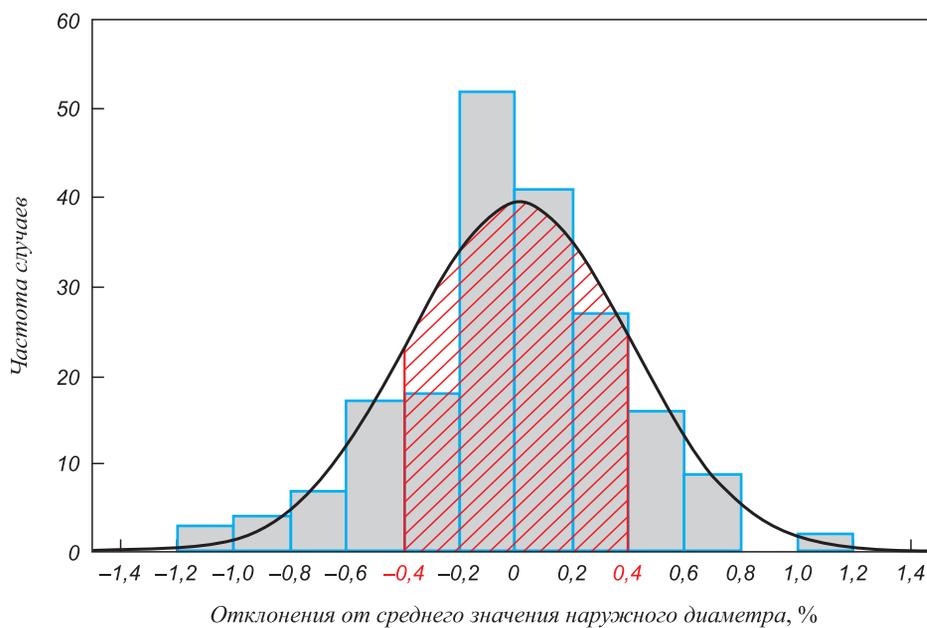


Рис. 3. Гистограмма распределения отклонений по наружному диаметру гильз

Полученные результаты по точности особотолсто-стенных гильз с соотношением наружного диаметра к толщине стенки $D/S = 3,2 - 3,88$, прошитых в двухвалковом стане винтовой прокатки, в связи с отсутствием нормативных материалов по точности на трубы с данным соотношением D/S , сравнивали с ГОСТ 8732-78 на «Трубы стальные бесшовные горячедеформированные». Было выявлено, что рассчитанные предельные отклонения по наружному диаметру и толщине стенки практически соответствуют диапазонам допустимых предельных отклонений.

Выводы. При прошивке заготовок диам. 100 мм в особотолстостенные гильзы с соотношением наружного диаметра к толщине стенки $D/S = 3,2 - 3,88$ с суммарными вытяжками $\mu = 1,92 - 1,98$ за два прохода на оправках диам. 28, 32, 36 мм и с вытяжкой $\mu = 1,55$ за один проход на оправке диам. 32 мм, при заданных технологических режимах прошивки и температурах нагрева и выдержки получены точные гильзы, отклонения которых по геометрическим размерам практически соответствуют требованиям для труб по ГОСТ 8732-78, а по некоторым основным показателям превышают их.

Значения предельных отклонений гильз по наружному диаметру составили $\pm 1,2\%$ (по ГОСТ 8732-78 они составляют $\pm 1,0\%$), при этом среднеквадратичное отклонение ($68,2\%$ всех отклонений) находится в

пределах $\pm 0,4\%$. Предельные отклонения по толщине стенки составили $\pm 5\%$, что является в два раза меньше допустимых значений отклонений готовых труб повышенной точности (от $-12,5\%$ до $+10\%$), при этом среднеквадратичное отклонение составило $\pm 1,7\%$, что свидетельствует о высокой точности получаемых гильз при данных режимах прошивки.

Полученные данные по точности особотолсто-стенных гильз с соотношением наружного диаметра к толщине стенки $D/S = 3,2 - 3,88$ показывают, что такие изделия могут быть использованы в качестве заготовок для производства точных поковок типа дисков, в частности железнодорожных колес с уменьшенным расходным коэффициентом.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Галкин С.П., Романцев Б.А., Гончарук А.В., Фадеев М.А. // Производство проката. 2008. № 4. С. 29 – 33.
2. Романенко В.П., Сизов Д.В. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2011. № 3. С. 12 – 16.
3. Романцев Б.А., Гончарук А.В., Вавилкин Н.М., Самусев С.В. Обработка металлов давлением: Учеб. – М.: Изд. дом МИСиС, 2008. – 960 с.
4. Столетний М.Ф., Клемперт Е.Д. Точность труб. – М. Металлургия, 1975. – 239 с.

© 2012 г. В.П. Романенко, Д.В. Сизов, Г.П. Илларионов
Поступила 12 октября 2012 г.

УДК 621.785.062

А.М. Дубинин, В.Г. Тупоногов, А.В. Финк

Уральский федеральный университет

ПОВЫШЕНИЕ ВОССТАНОВИТЕЛЬНОГО ПОТЕНЦИАЛА АТМОСФЕРЫ И ЭНЕРГОЭФФЕКТИВНОСТИ РАБОТЫ ТРУБЧАТОЙ ПЕЧИ

Восстановительная атмосфера, используемая в технологической схеме Оскольского электрометаллургического комбината, получается в трубчатой печи путем конверсии метана обратным газом и затем подается в печь восстановления железорудных окатышей. Качество атмосферы определяется отношением суммарных концентраций восстановительных (H_2 и CO) и окисляющих (CO_2 и H_2O) газов, которое не должно быть меньше 10. Эндотермический эффект реакции конверсии части x подаваемого природного газа (метана) в реторты с алюминионикелевым катализатором и подогрев продуктов компенсируются сжиганием в межтрубном пространстве трубчатой печи оставшейся части метана $1 - x$.

Схема входящих и выходящих потоков газов и их параметры показаны на рис. 1. В трубчатую печь подается природный газ $G_{CH_4} = 4,96 \text{ м}^3/\text{с}$, в том числе на конверсию в реторты печи $G_{CH_4}^c = 3,1 \text{ м}^3/\text{с}$ и на сжигание $G_{CH_4}^b = 1,86 \text{ м}^3/\text{с}$. Обратный газ также делится на две

части: одна часть G_{rg}^c подается в реторты на конверсию, а вторая G_{rg}^b – на сжигание. С учетом содержания метана в обратном газе $r_{CH_4}^{rg} = 0,03$ общая доля метана, идущего на конверсию в реторты печи составляет:

$$x = \frac{G_{CH_4}^c + r_{CH_4}^{rg} G_{rg}^c}{G_{CH_4}^c + G_{CH_4}^b + r_{CH_4}^{rg} (G_{rg}^c + G_{rg}^b)} = 0,635,$$

на горение: $1 - x = 0,365$.

Восстановительный газ после выхода из реторт трубчатой печи с температурой $950 - 1080 \text{ }^\circ\text{C}$ охлаждается в газоводяном теплообменнике перед входом в шахтную печь восстановления железорудных окатышей до $760 \text{ }^\circ\text{C}$, а продукты сгорания на выходе из камеры обогрева печи с температурой $1350 \text{ }^\circ\text{C}$ поступают в теплообменники-утилизаторы, в которых воздух подогревается до $600 \text{ }^\circ\text{C}$ перед подачей в камеру сгорания, обратный газ в смеси с метаном – до $400 \text{ }^\circ\text{C}$ перед

$$0,168 \text{CH}_4 + 0,154 \text{CO} + 0,129 \text{CO}_2 + 0,3237 \text{H}_2 + \\ 0,109 \text{H}_2\text{O} + 0,0309 \text{N}_2 = 0,038 \text{CH}_4 + 0,348 \text{CO} + \\ + 0,066 \text{CO}_2 + 0,643 \text{H}_2 + 0,0457 \text{H}_2\text{O} + 0,0309 \text{N}_2. \quad (2)$$

Мольные концентрации каждого компонента в уравнении (2) определялись по расходам смесей на входе и выходе, объемным долям компонентов (см. рис. 1) и делением на 22,4 м³/кмоль. Например, для CH₄ на входе (смесь I): 20,4 · 0,178/22,4 = 0,168 кмоль/с, на выходе (конвертированный газ): 26,2 · 0,0324/22,4 = 0,038 кмоль/с.

Для метана уравнение сохранения массы имеет вид:

$$-w \frac{dr_{\text{CH}_4}}{dz} = K_1 s \varepsilon r_{\text{CH}_4}, \quad (3)$$

где $K_1 = \left(87,5 \exp - \frac{7882}{273 + t_{cg}} \right)$ – константа скорости взаимодействия метана с H₂O и CO₂ [2]; s – удельная внешняя поверхность катализатора, ε – порозность слоя катализатора.

Поскольку реакция идет с увеличением объема продуктов конверсии, то скорость продуктов w будет переменной по высоте слоя катализатора z и выражается через r_{CH_4} : $w = \frac{w_0}{1 + 1,6r_{\text{CH}_4}}$; $w_0 = w^L \frac{273 + t_{cg}}{273} \frac{P_0}{P}$, где w^L – скорость конечных (на выходе из реторты высотой L) продуктов конверсии в расчете на пустое сечение реторты при нормальных условиях; P_0 , P – давление атмосферное и в ретортах.

При граничном условии

$$z = 0, r_{\text{CH}_4}|_{z=0} = 0,178 \quad (4)$$

решение уравнения (3) имеет вид:

$$r_{\text{CH}_4} = \frac{1}{7,15 \exp(K_1 s \varepsilon L / w_0) - 1,5}. \quad (5)$$

Из уравнения реакции $\text{CH}_4 + 0,5 \text{CO}_2 + 0,5 \text{H}_2\text{O} = 2,5 \text{H}_2 + 1,5 \text{CO}$ следует, что из 1 моля CH₄ получается 2,5 моля H₂ и 1,5 моля CO, при этом расходуется 0,5 моля CO₂ и 0,5 моля H₂O. С учетом данных соотношений из балансового уравнения (2) при значениях параметров $s = 258 \text{ м}^2/\text{м}^3$, $\varepsilon = 0,345$ (катализатор КСН-2), $L = 10 \text{ м}$, $w^L = 33 \text{ м/с}$ [3] получены концентрации компонентов в продуктах конверсии метана:

$$r_{\text{H}_2} = \frac{0,3237 + 2,5(0,168 - 0,9146r_{\text{CH}_4})}{1,172},$$

где из уравнения (2) взяты значения: 0,3237 – число молей водорода на входе; 0,168 – число молей метана на входе; 0,9146 – число молей смеси на входе; 1,172 –

число молей смеси на выходе. Аналогично составлены выражения для концентраций остальных компонентов:

$$r_{\text{CO}} = \frac{0,154 + 1,5(0,168 - 0,9146r_{\text{CH}_4})}{1,172}; \\ r_{\text{H}_2\text{O}} = \frac{0,109 - 0,5(0,168 - 0,9146r_{\text{CH}_4})}{1,172}; \quad (6) \\ r_{\text{CO}_2} = \frac{0,129 - 0,5(0,168 - 0,9146r_{\text{CH}_4})}{1,172}; \\ r_{\text{N}_2} = 1 - (r_{\text{H}_2} + r_{\text{CO}} + r_{\text{H}_2\text{O}} + r_{\text{CO}_2} + r_{\text{CH}_4}).$$

Для интервала балансовой температуры продуктов конверсии $t_{cg} = 650 \div 1350 \text{ }^\circ\text{C}$ по уравнениям (5) и (6) были рассчитаны состав восстановительного газа и доля метана от общего расхода на печь, поступающего на конверсию в реторты (x):

$$x = \frac{q_{x_1} \eta + C_{\text{CH}_4} t_{\text{CH}_4} + C_a t_a + C_{rg} t_{rg}}{C_{cg} t_{cg} + q_{x_1} \eta + C_a t_a + q_{x_2} (1 - r_{\text{CH}_4}^L / r_{\text{CH}_4}^0)}. \quad (7)$$

Результаты расчетов представлены на рис. 2 в виде зависимостей произведения $x(r_{\text{H}_2} + r_{\text{CO}})$ от x и t_{cg} от x . Там же нанесена точка с рабочими параметрами печи Оскольского электрометаллургического комбината: $x = 0,635$; $x(r_{\text{H}_2} + r_{\text{CO}}) = 53,6 \%$; $t_{cg} = 1080 \text{ }^\circ\text{C}$.

На основании полученных результатов можно сделать следующие заключения.

1. Рабочая точка с координатами $x^* = 0,635$ и $x^*(r_{\text{H}_2} + r_{\text{CO}}) = 53,6 \%$ не обеспечивает нужного качества восстановительной атмосферы, поскольку отношение $(\text{H}_2 + \text{CO})/(\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O})$ меньше 10:

$$\frac{r_{\text{H}_2} + r_{\text{CO}}}{r_{\text{CO}_2} + r_{\text{H}_2\text{O}}} = \frac{54,8 + 29,7}{5,65 + 3,9} = 8,85.$$

Концентрации окислительных компонентов не превышают допустимых пределов: $r_{\text{CO}_2} + r_{\text{H}_2\text{O}} = 9,5 \%$ меньше 10 % и $r_{\text{CH}_4} = 3,4 \%$ меньше 5 %.

Для повышения восстановительного потенциала рекомендовано поднять балансовую температуру с 1080 до 1150 °C (см. рис. 2), уменьшив долю метана x , идущего на конверсию, с 0,635 до 0,62 и увеличив его долю на сгорание для обогрева реторт с 0,365 до 0,38. В результате получаем следующий состав восстановительной атмосферы, %: 2,58 CH₄, 57,8 H₂, 31,35 CO, 3,4 H₂O, 5,14 CO₂. Отношение $(\text{H}_2 + \text{CO})/(\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O})$ возрастает при этом до 10,48, а сумма концентрации окислительных компонентов остается в допустимых пределах: $r_{\text{CO}_2} + r_{\text{H}_2\text{O}} = 8,54 \%$, $r_{\text{CH}_4} = 2,58 \%$.

Незначительное перераспределение расхода метана между реакционной камерой и камерой подогрева: $4,96(0,635 - 0,62) = 0,0744 \text{ м}^3/\text{с}$; $0,0744 \cdot 100/4,96 = 1,5 \%$, т.е. увеличение расхода метана на 1,5 % в камеру сгорания и уменьшение на столько же в реакционную

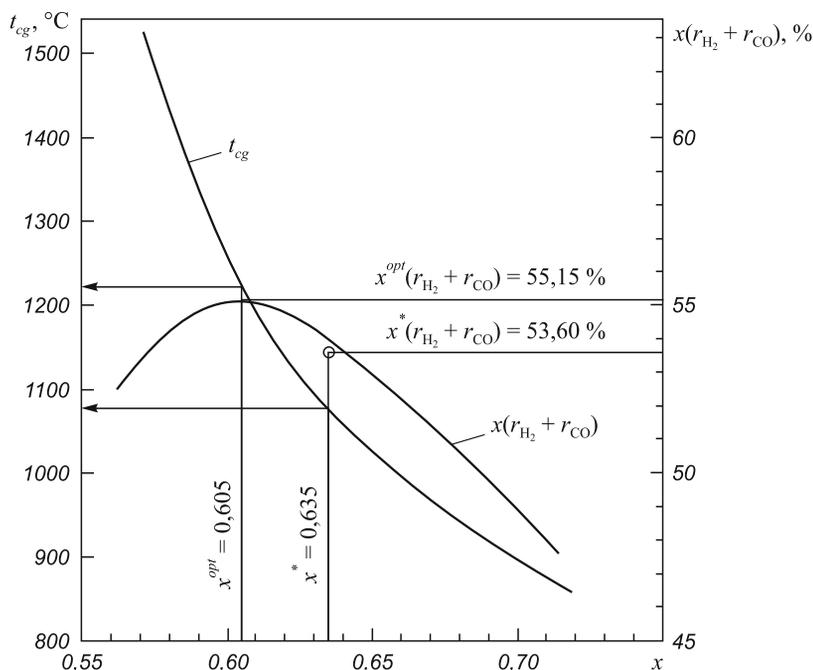


Рис. 2. Зависимость произведения $x(r_{H_2} + r_{CO})$ и балансовой температуры конвертированного газа t_{cg} от доли метана на конверсию x

камеру не окажет заметного влияния на термическое КПД печи.

2. Для достижения максимального выхода восстановительных газов H_2 , CO и минимального выхода окислительных компонентов CO_2 , H_2O при минимальном расходе топлива на обогрев реторты, необходимо уменьшить долю x с 0,635 до 0,605. Тогда балансовая температура продуктов конверсии возрастает с 1080 до 1220 °С. Получаем следующий состав восстановительной атмосферы, %: 59,11 H_2 , 32,05 CO , 1,345 CH_4 , 2,89 H_2O , 4,58 CO_2 , 0,025 N_2 . При данном составе значение отношения $(H_2 + CO)/(CO_2 + H_2O)$ равняется 12,2; $r_{CO_2} + r_{H_2O} = 7,47\% < 10$; $r_{CH_4} = 3,4\% < 5$. Оптимальные значения параметров работы печи определяются точкой, в которой произведение $x(r_{H_2} + r_{CO})$ достигает максимума: $x^{opt}(r_{H_2} + r_{CO})^{max} = 55,15$; $x^{opt} = 0,605$; $t_{cg}^{opt} = 1220$ °С; $r_{H_2}^{opt} = 59,11\%$; $r_{CO}^{opt} = 32,05$.

3. Если рабочая точка трубчатой печи окажется слева от максимального значения $x^{opt} = 0,605$ (см. рис. 2), то при переходе на оптимальный режим работы экономия метана от общего расхода на печь составит:

$$\Delta b = \frac{|x^{opt} - x|}{x^{opt}} 100,$$

где x – текущее (фактическое) значение доли метана, идущего на конверсию. Например, при $x = 0,58$, $\Delta b = (0,605 - 0,58)/0,605 = 4,1\%$, экономия топли-

ва получается за счет устранения перегрева продуктов конверсии с 1320 до 1220 °С.

4. При отношении на входе в реакционный объем $(CO_2 \text{ и } H_2O)/CH_4 = 1,42$ и температурах выше 900 – 1000 °С выделение сажи не происходит. Кроме того, в указанном диапазоне температур и выше реакция идет на внешней поверхности катализатора (во внешнедиффузионной области) и появление сажи не приводит к разрушению катализатора [4].

5. Окончательные выводы об эффективности изменения температурного режима работы трубчатой печи для конвертирования метана компонентами обратного газа для печи восстановления железорудных окатышей можно сделать после проверки в условиях работы печи Оскольского электрометаллургического комбината.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Дубинин А.М., Финк А.В., Кагарманов Г.Р. // МИТОМ. 2009. № 10 С. 49 – 51.
2. Бодров И.М, Апельбаум Л.О. // Кинетика и катализ. 1967. Т. 8. № 4. С. 821 – 828.
3. Трубочатые печи. Вып. 5. / Под. ред. А.М. Бахшиянца. – М.: Химия, 1969. – 310 с.
4. Лейбуш А.Г. Производство технологического газа для синтеза аммиака и метанола из углеводородных газов. – М.: Химия, 1971. – 288 с.

© 2012 г. А.М. Дубинин, В.Г. Тупоногов, А.В. Финк
Поступила 2 апреля 2012 г.

УДК 621.774

Б.А. Романцев, А.В. Гончарук, А.С. Алещенко, М.В. Красильщиков

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ РЕЗУЛЬТИРУЮЩЕГО СКРУЧИВАНИЯ МЕТАЛЛА ПРИ ПРОШИВКЕ В ДВУХВАЛКОВОМ СТАНЕ ВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ

При оценке качества труб главное внимание уделяют состоянию их поверхности и точности геометрических размеров. Уровень качества продукции закладывается на первых операциях технологического процесса, при изготовлении труб – на операции прошивки, поэтому качество гильз предопределяет качество труб [1].

Целью данной работы является исследование результирующего скручивания металла при прошивке в двухвалковом стане винтовой прокатки при различных режимах деформации.

Исследование скручивания металла при прошивке заготовок выполняли на опытно-промышленном стане МИСиС-130Д, краткая техническая характеристика которого представлена ниже:

| | |
|--------------------------------------------------------------------|----------|
| Диаметр валков, мм | 430 |
| Длина бочки валка, мм | 320 |
| Угол раскатки, град | 0 |
| Угол подачи, град | 12...24 |
| Наибольший крутящий момент на валке, кН·м (тм) | 25 (2,5) |
| Радиальное усилие на рабочий валок, кН (тс) . . . | 600 (60) |
| Осевое усилие на рабочий валок, кН (тс) | 200 (20) |
| Осевое усилие на оправку, кН (тс) | 200 (20) |
| Радиальное усилие на направляющий инструмент, кН (тс) | 250 (25) |

Первый этап исследования включал прошивку четырех заготовок: две заготовки в один проход и две заготовки в два прохода при угле подачи рабочих валков 15°, обжатии в пережиме 12 %, перед носком оправки – 8 %. Рабочие валки имеют биконическую калибровку с углами наклона образующих входного и выходного конусов равными 3° и пережимом длиной 10 мм. Заготовки были изготовлены из стали Ст3 диам. 60 мм и длиной 300 мм. На каждой заготовке выполнен продольный паз размером 3×3 мм. После нагрева в электрической камерной печи до температуры 1180 °С заготовки прокатывали в стане на оправках диам. 35 и 52 мм со сферической рабочей частью. Коэффициент вытяжки при прошивке на оправке диам. 35 мм составлял 1,73, размеры гильз $D \times S = 60 \times 11$ мм, а на оправке диам. 52 мм – 2,92, размеры гильз $D \times S = 66 \times 5$ мм (D – диаметр гильзы, S – толщина стенки). При прокат-

ке в два прохода коэффициент вытяжки на оправке диаметром 35 мм составлял 1,73, а на оправке диаметром 52 мм – 1,69, суммарный коэффициент вытяжки был равен 2,92.

Прошивку заготовок на этих оправках осуществляли по первому варианту в один проход, по второму варианту в два прохода последовательно, сначала на оправке диам. 35 мм, затем полученные гильзы охлаждали, измеряли, вновь нагревали и раскатывали на оправке диам. 52 мм.

Второй этап включал в себя прошивку заготовок на оправке диам. 35 мм, а затем раскатку гильз на оправке диам. 52 мм с обжатием в пережиме валков 7, 10, 14 % с коэффициентом овализации в пережиме 1,15. Прокатку осуществляли при углах подачи рабочих валков 15°.

Анализ рис. 1 показывает, что увеличение толщины стенки гильзы сопровождается уменьшением угла результирующего скручивания и, как было сказано выше, при толщине стенки $S = 11 - 12$ мм оно практически равно нулю. Эти данные совпадают с результатами экспериментального исследования скручивания металла при прошивке, полученные ранее на аналогичных режимах [1].

После прокатки гильзы охлаждали на воздухе и выполняли измерение их геометрических размеров: диаметра, толщины стенки, шага винтовой линии и величину угла скручивания паза. Затем из средней части гильзы вырезали поперечные темплеты для определения глубины залегания паза. Результаты эксперимента представлены в табл. 1, 2, внешний вид гильз – на рис. 2, поперечных темплетов – на рис. 3. Как видно из рис. 2 и 3, при прошивке паз трансформируется в грубую плену, имеющую острое окончание в стенке гильзы.

Установлено, что при прошивке толстостенных гильз на бочковидных валках с коэффициентом вытяжки 1,73 результирующее скручивание практически равно нулю. Повышение коэффициента вытяжки до 2,92 при прошивке в один проход ведет к увеличению угла скручивания до 32°. При прокатке в два прохода результирующее скручивание значительно меньше и составляет 20 – 24°.

Установлено, что глубина залегания паза зависит от режимов прокатки. После прошивки на оправке диам. 35 мм глубина залегания паза составила 1,92 мм,

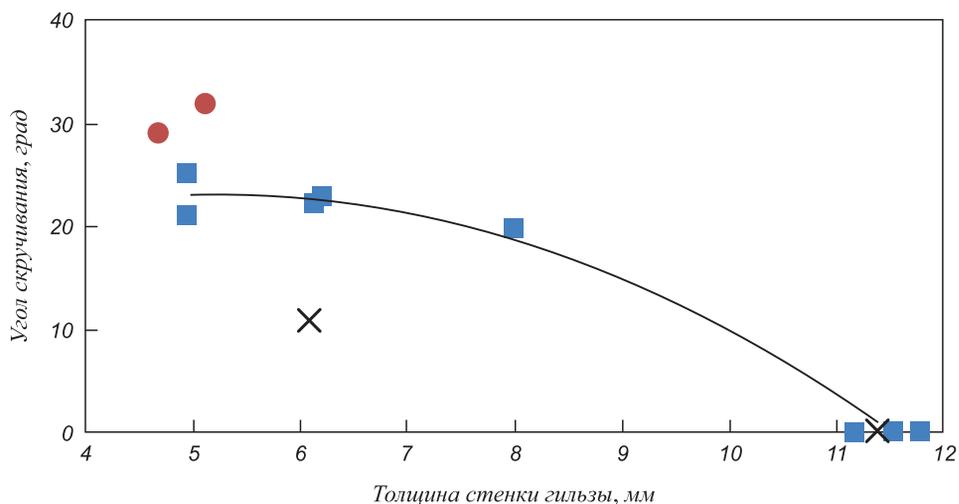


Рис. 1. Зависимость угла результирующего скручивания от толщины стенки гильзы:

● – прокатка гильз в один проход; ■ – прокатка гильз в два прохода; X – прокатка гильз в один проход по данным работы [1]

Таблица 1

Результаты измерений гильз после первой и второй прошивки

| Номер гильзы | Размеры гильз | | | Шаг винтовой линии, мм | Угол скручивания, град. |
|--------------|---------------|--------------------|------|------------------------|-------------------------|
| | Диаметр, мм | Толщина стенки, мм | | | |
| 1(1) | 59,85 | 11,35 | 12,2 | 35 | 0 |
| 2(1) | 60,35 | 11,18 | 11,1 | 37 | 0 |
| 1(2) | 66,05 | 4,88 | 5,0 | 51 | 21 |
| 2(2) | 66,00 | 4,90 | 4,98 | 49 | 25 |
| 3 | 66,10 | 4,83 | 5,4 | 52 | 32 |
| 4 | 66,10 | 4,96 | 4,4 | 51 | 29 |

(1) – первая прошивка, (2) – вторая прошивка

Таблица 2

Результаты измерений гильз при прошивке с различным обжатием в пережиме валков

| Показатель | Номер гильзы | | |
|------------------------------|--------------|------|------|
| | 1 | 2 | 3 |
| Расстояние между валками, мм | 56 | 54 | 51,8 |
| Обжатие в пережиме валков, % | 7 | 10 | 14 |
| Диаметр гильзы, мм | 68 | 70 | 67 |
| Средняя толщина стенки, мм | 6,14 | 6,2 | 8 |
| Длина гильзы, мм | 680 | 645 | 545 |
| Коэффициент вытяжки | 2,37 | 2,28 | 1,91 |
| Шаг винтовой линии, мм | 49 | 52 | 51 |
| Угол скручивания, град | 22,3 | 22,8 | 19,8 |



Рис. 2. Внешний вид гильз



Рис. 3. Внешний вид поперечных темплетов

т.е. уменьшилась по сравнению с исходной глубиной на 35 %. При прошивке на оправке диам. 52 мм уменьшение глубины паза составило 26 % (до 2,22 мм). При прокатке в два прохода глубина паза не превысила 1,98 мм.

Таким образом, прошивка в два прохода сопровождается уменьшением результирующего скручивания и глубины залегания искусственного дефекта в виде паза, что очевидно будет способствовать улучшению качества гильз и труб, получаемых по этой технологии.

Установлено, что величина шага винтовой линии незначительно зависит от изменения обжатия гильзы в пережиме валков и составляет 49 – 52 мм.

Таким образом, проведенные исследования показали, что результирующее скручивание металла при про-

шивке в два прохода меньше, чем в один проход, что способствует улучшению качества гильз по состоянию наружной поверхности.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Романцев Б.А., Потапов И.Н., Гончарук А.В., Попов В.А. Изготовление полых профилированных заготовок – М.: НПО «ИнформТЭИ», 1992. – 263 с.

2. Тетерин П.К. Теория поперечной и винтовой прокатки – М.: Металлургия, 1983. – 267 с.
 3. Романцев Б.А., Гончарук А.В., Вавилкин Н.М., Самусев С.В. Обработка металлов давлением – М.: Издательский Дом «МИСиС», 2008. – 968 с.

© 2012 г. Б.А. Романцев, А.В. Гончарук, А.С. Алещенко, М.В. Красильщиков
 Поступила 25 июня 2012 г.

УДК 539.37

В.М. Лялин

Тульский государственный университет

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ РЕЖИМА ПОЛУГОРЯЧЕГО ВЫДАВЛИВАНИЯ ЗАГОТОВОК СОРТОВОГО ПРОКАТА, ОБЕСПЕЧИВАЮЩЕГО КАЧЕСТВО ДЕТАЛЕЙ ОТВЕТСТВЕННОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Потребность специального машиностроения в высокоэффективных технологиях изготовления деталей ответственного назначения обусловлена необходимостью их получения с требуемыми качественными характеристиками (геометрическая форма, размеры, механические свойства, отсутствие внутренней и приповерхностной повреждаемости) и использованием относительно дешевого отечественного сортового проката, малоотходного производства с минимальным числом технологических операций.

В настоящее время высокая эффективность процессов холодной и полугорячей штамповки выдавливанием, как ключевых операций формоизменения прутковых заготовок, достаточно обоснована, и они широко применяются в сельхозмашиностроении, в автомобильном, тракторном производстве и других отраслях. Однако одним из существенных недостатков применения холодного выдавливания в технологиях производства

деталей ответственного назначения, работающих под воздействием высоких давлений, динамических ударных нагрузок, агрессивных сред и т. п. является сложность обеспечения высококачественных характеристик этих деталей (особенно исключение повреждаемости, внутренних и поверхностных дефектов), что приводит к необходимости введения дополнительных операций шлифовки исходных заготовок.

Скрытые дефекты металлопроката являются следствием технологии изготовления и одним из основных ограничений при разработке высокоэффективных технологий. В табл. 1 приведены основные группы и классы точности сортового проката и возможные дефекты поверхности и приповерхностных слоев. Наиболее опасными дефектами являются волосовины. Опасность заключается в сложности их обнаружения при внешнем осмотре, значительной протяженности и глубине залегания, а также неэффективности традиционных способов холодного пластического

Таблица 1

Фрагмент ГОСТ1051-73. Прокат калиброванный. Общие технические условия

| Группа качества | Класс точности | Квалитет | Описание дефекта | Глубина залегания дефекта |
|-----------------|----------------|------------|-----------------------------------------------------------------------------|-------------------------------------------|
| А | 3 | h9 | Риски механического происхождения, пузырчатость | Половина предельного отклонения |
| | 3а | h10 | | |
| Б | 3а | h10 | То же | Предельное отклонение |
| | 4 | h11 h12 | | |
| В | 3а | h10 | Риски, задиры, вмятины механического происхождения, пузырчатость, отслоения | Предельное отклонение |
| | 4 | h11 | | |
| | 5 | h12 | То же, волосовины | h12 – риски, царапины h11 – волосовины |

формоизменения (выдавливания, вытяжки) для их залечивания. Например, для применяемых в перспективных технологиях [1] прутков диаметром от 11 до 50 мм группы Б, класса точности 4 (h11) наличие волосовин недопустимо, а глубина залегания дефектов механического происхождения составляет 1 % диаметра заготовки и около 40 % толщины стенки готового изделия.

Результаты экспериментально-теоретических работ [2] свидетельствуют о том, что при пластическом деформировании одновременно с возникновением и развитием микродефектов происходит процесс их «залечивания». Соприкосновение поверхностей трещин (дефекта) в условиях высокого гидростатического сжатия и их относительного перемещения, высокая температура и знакопеременный характер развития деформации вызывает их интенсивное залечивание (сварку).

Известно, что процесс образования соединений в твердой фазе при пластической деформации состоит из трех этапов [3].

1. Физический контакт при нагружении в зоне соединения, характеризующийся сближением поверхностей на расстоянии, при котором между ними начинаются обменные процессы электронного взаимодействия. Деформирование микронеровностей при этом произойдет при напряжении сдавливания

$$\sigma_i = 3\sigma_T, \quad (1)$$

где σ_T – предел текучести металла при температуре деформирования.

2. Активация контактных центров, т.е. образование активных центров с установлением прочных химических связей происходит за счет роста интенсивности деформации, выхода дислокаций на поверхность контактных поверхностей, роста гидростатического давления и температуры.

Для пластического материала приращение энергии изменения формы запишется в виде

$$\partial B_{ij} = \sigma_{ij} \partial \varepsilon_{ij}, \quad (2)$$

где σ_{ij} и ε_{ij} – компоненты тензора напряжений и приращений натуральных логарифмических деформаций.

Мерой энергии массы движущихся частиц является температура. При повышении абсолютной температуры до значения $T > 0,4T_{пл}$, К начинается процесс рекристаллизации – возникновение новых центров зерен и их рост. Эквивалентную данной температуре энергию активации необходимо сообщить сдавливаемому металлу на границе контакта поверхностей.

3. Слияние очагов взаимодействия, релаксация напряжений и образование прочной металлической связи.

Поскольку третий этап идет непосредственно за вторым, то энергия, эквивалентная температуре фазовых превращений, является нижней границей третьего этапа. Отмечается, что в холодном металле атом находится

в состоянии «оседлой» жизни. Если же сообщить ему импульс энергии, характерный для плавления кристалла, то атом способен мгновенно совершить прыжок в соседнюю вакансию, проделав тем самым путь, равный параметру решетки. При этом энергия может быть тепловой, электрической или механической. Каждое движение атома – это одновременно и движение связанных с ним электронов.

Поверхность, которую механически деформируют, выбрасывает свободные электроны. Убыль свободных электронов в кристалле снижает отрицательный потенциал внутри кристалла. Положительно заряженные частицы внутри решетки начинают взаимно отталкивать и выталкивать друг друга из кристаллов, что может вызвать его взрыв. Атомные осколки разрушенных кристаллов мгновенно, вслед за разрушением, строят новые, обычно дефектные кристаллы. Это происходит на поверхности контакта и иногда в объеме только нескольких кристаллических слоев, что совсем не мешает называть это мелко дефектное строительство свариванием–залечиванием. Какой бы не возник атомно-электронный беспорядок по плоскостям контакта, он обязательно превращается после прохождения электрического минимума в металлическую связь, не только не уступающую связи межатомной, но по прочности даже превосходящую ее. Определить силовые и деформационные параметры, необходимые для полного прохождения третьей стадии, позволяют физические характеристики металла. При этом важную роль в процессе образования сварного соединения играет энергия активации, которая согласно работе [3] определяется зависимостью:

$$A = K\gamma \cdot 10^{-3} \int_{T_1}^{T_2} c_v dT, \quad (3)$$

где A – удельная работа активации, Дж/мм³. Эта работа численно равна тепловыделению, приводящему металл в расплавленное состояние; $K\gamma$ – коэффициент перевода термических единиц в механические, $K = 4,1868$ Дж/кал; γ – плотность металла, г/см³; T_1 – температура деформирования, °С; T_2 – температура ликвидуса, °С (для стали 18ЮА $T_2 = 1530$ °С); c_v – теплоемкость, кал/(г·°С).

Удельная (средняя) теплоемкость стали 18ЮА в зависимости от температуры представлена в табл. 2.

Таблица 2

Удельная теплоемкость стали 18ЮА в зависимости от температуры

| Температура, T , °С | 100 | 200 | 400 | 600 | 800 | 1000 | 1200 |
|-------------------------------------------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|
| Удельная теплоемкость, c_v , кал/(г·°С) | 0,112 | 0,115 | 0,128 | 0,136 | 0,164 | 0,167 | 0,167 |

Данные по теплоемкости, представленные в табл. 2, описываются функциональной зависимостью:

$$C_v(T) = a_1 + a_2T + a_3T^2 + \dots + a_nT^{n-1}, \quad (4)$$

где a_1, a_2, \dots, a_n – коэффициенты полинома, n – показатель полинома.

Ограничившись температурным интервалом $T = 100 - 1000$ °С, а также показателем полинома $n = 5$, были подсчитаны коэффициенты аппроксимирующей зависимости:

| Коэффициент полинома | Значение |
|----------------------|--------------------------|
| a_2 | $9,4649 \cdot 10^{-2}$ |
| a_3 | $2,3127 \cdot 10^{-7}$ |
| a_4 | $-8,1662 \cdot 10^{-7}$ |
| a_5 | $1,3268 \cdot 10^{-9}$ |
| a_6 | $-6,6876 \cdot 10^{-13}$ |

Таким образом, энергия активации, определяемая по зависимости (3) с учетом внесенных поправок, представляется выражением

$$A = K\gamma \cdot 10^{-3} \left(a_1T + \frac{a_2T^2}{2} + \frac{a_3T^3}{3} + \frac{a_4T^4}{4} + \frac{a_5T^5}{5} \right) \Big|_{T_1}^{T_2}. \quad (5)$$

При пластическом деформировании заготовок для заварки (залечивания) дефектов-трещин, волосянин требуется создать на поверхности контакта необходимую энергию активации за счет граничных условий, степени и скорости деформации, температуры и геометрии инструмента. При этом условие схватывания контактных поверхностей может быть определено показателем схватывания, как отношением удельной работы активации к удельной работе формоизменения:

$$\Psi_{сх} = A/B_{ij}. \quad (6)$$

При значениях $\Psi_{сх} \leq 1$ наступает схватывание поверхностей микродефектов-трещин деформируемой заготовки в тех зонах, где выполняется это условие.

Из выражения (5) можно сделать вывод, что работа активации в основном зависит от теплового состояния

заготовки при деформировании и связанным с ним ее напряженно-деформированным состоянием (НДС), так как при пластическом деформировании выделяется определенное количество теплоты, в результате температура заготовки повышается. Процесс полугорячего выдавливания создает благоприятные условия для залечивания микродефектов и удельная работа активации, необходимая для схватывания поверхностных дефектов, в этом случае оказывается значительно меньшей по сравнению с холодным выдавливанием. Для процесса полугорячего выдавливания удельная работа формоизменения i -го элемента, очага пластической деформации, согласно разработанной теории расчета силовых характеристик и НДС процессов холодной и полугорячей штамповки выдавливанием на базе вариационного подхода [4] определяется с учетом влияния основных технологических факторов (температуры, степени и скорости деформации, геометрии инструмента) по формуле

$$B_{ij} = \frac{I_{ij}t}{V_{ij}}, \quad (7)$$

где I_{ij} – мощность i -го элемента; t – время деформирования; V_{ij} – объем i -го элемента.

Выводы. Параметры режима полугорячей штамповки выдавливанием деталей (полуфабрикатов) требуемого качества из заготовок сортового проката с возможной дефектностью обоснованно прогнозируются при анализе процесса выдавливания путем их подбора и оценки критерия – показателя схватывания контактных поверхностей.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Кузнецов В.П., Ренне И.П., Рогожин В.М. Холодное выдавливание полых цилиндрических изделий из малоуглеродистой стали – Тула: Приокское книжное издательство, 1976. – 72 с.
2. Богатов А.А., Мижирицкий О.И., Смирнов С.В. Ресурс пластичности металлов при обработке давлением – М.: Металлургия, 1984. – 144 с.
3. Каракозов Э.С. Соединение металлов в твердой фазе. – М.: Металлургия, 1976. – 263 с.
4. Лялин В.М., Петров В.И., Журавлев Г.М. Основы технологии объемной и листовой полугорячей штамповки – Тула: Машиностроение – ТулГУ, 2002. – 162 с.

© 2012 г. В.М. Лялин
Поступила 26 мая 2012 г.

А.Н. Смирнов, К.Н. Шарандин, А.Ю. Лизун

Донецкий национальный технический университет

МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭЛЕМЕНТОВ ПРОЦЕССА НАНЕСЕНИЯ ГАРНИСАЖНОГО ПОКРЫТИЯ НА РАБОЧИЙ СЛОЙ ФУТЕРОВКИ КОНВЕРТЕРА

Последнее десятилетие развитие конвертерного производства в Украине и России характеризуется значительным повышением стойкости футеровки конвертера. Это достигается за счет применения комбинированных сбалансированных схем, в которых учитываются особенности износа отдельных зон, в том числе подверженных повышенной эрозии, а так же выбора концепции по обслуживанию футеровки в ходе кампании [1, 2].

Технология, предполагающая нанесение на рабочий слой футеровки методом раздувки через фурму струями азота гарнисажа предварительно модифицированного конечного конвертерного шлака, является эффективным методом увеличения ресурса кислородного конвертера. Формирование гарнисажа на поверхности футеровки конвертера происходит за счет затвердевания шлаковой суспензии, полученной модификацией конечного конвертерного шлака специальными магниальными материалами [3]. Способ раздувки конечного шлака азотом может быть эффективно использован для ремонта всей поверхности футеровки конвертера [4].

Применение флюса универсального состава для модифицирования шлака под раздувку не представляется возможным. Это объясняется различными технологическими аспектами производства стали, в частности физическими и химическими свойствами сталеплавильных шлаков (содержание FeO, MgO, основности, вязкости, количества и т.д.). Так химический состав конечного шлака даже в условиях одного предприятия может колебаться в достаточно широких пределах.

Знание и контроль свойств шлака для определенных производственных условий являются необходимыми для целенаправленной модификации химического и фазового составов конечного конвертерного шлака с целью повышения температуры его затвердевания до уровня температуры поверхности футеровки и прогноза динамики образования гарнисажа для оптимизации временного режима процесса. Поэтому актуальной является задача совершенствования существующих и разработка новых ресурсо- и энергосберегающих технологий и материалов из недефицитного местного магниального сырья (либо в смеси с импортируемым) для нанесения шлакового гарнисажа, обладающего высокой стойкостью.

В задачу настоящего исследования входила разработка комплексной методики оценки процессов, соп-

ровожающих нанесение шлакового гарнисажа на футеровку конвертера. Методика включала в себя холодное физическое моделирование гидрогазодинамики «набрызгивания» и высокотемпературное моделирование процессов адгезии, смачивания и тугоплавокости подготовленного шлака на огнеупорной подложке. Эти основные факторы в конечном счете и определяют качество и стойкость защитного покрытия.

Как правило, механизм раздувки шлака азотом изучается с помощью физического моделирования [4 – 8] на холодных моделях. В таких моделях используются безразмерные параметры (критерии подобия) с целью получения количественных данных о том или ином механизме или явлении с возможностью пересчета на «натурный объект».

Для экспериментальных исследований была разработана физическая модель 160-т конвертера в масштабе 1:20 (рис. 1).

Набрызгивание осуществляли как непрерывно, так и дискретно для определения массы наносимого гарнисажа. Прозрачность стенок обеспечивала возможность определения равномерности нанесения покрытия и динамики его нарастания за счет изменения плотности пропускаемого светового потока в том или ином секторе сосуда.

В качестве примера на рис. 2 представлена фотограмма динамики образования гарнисажного покрытия на внутренней поверхности футеровки конвертера физической модели.

Установлено, что нарастанию гарнисажного слоя в большей степени подвержены зоны карманов (стык нижнего конуса и цилиндра) и зоны цапф. Эти участки футеровки как правило и являются наиболее «проблемными» с точки зрения опережающего износа и трудностей в выполнении горячих ремонтов. Интенсивное нарастание верхнего конуса и горловины не наблюдается, что, по мнению авторов, так же является положительным фактором.

На рис. 3, а представлена зависимость массы нанесенного гарнисажного покрытия от высоты положения продувочной фурмы при постоянном расходе газа, на рис. 3, б показана зависимость динамики образования гарнисажного слоя (в единице времени, г/с) от объемной доли диспергированной твердой фазы в жидкости.

Обе зависимости носят экстремальный характер, т.е. имеют точки перегиба (оптимумов). В первом случае

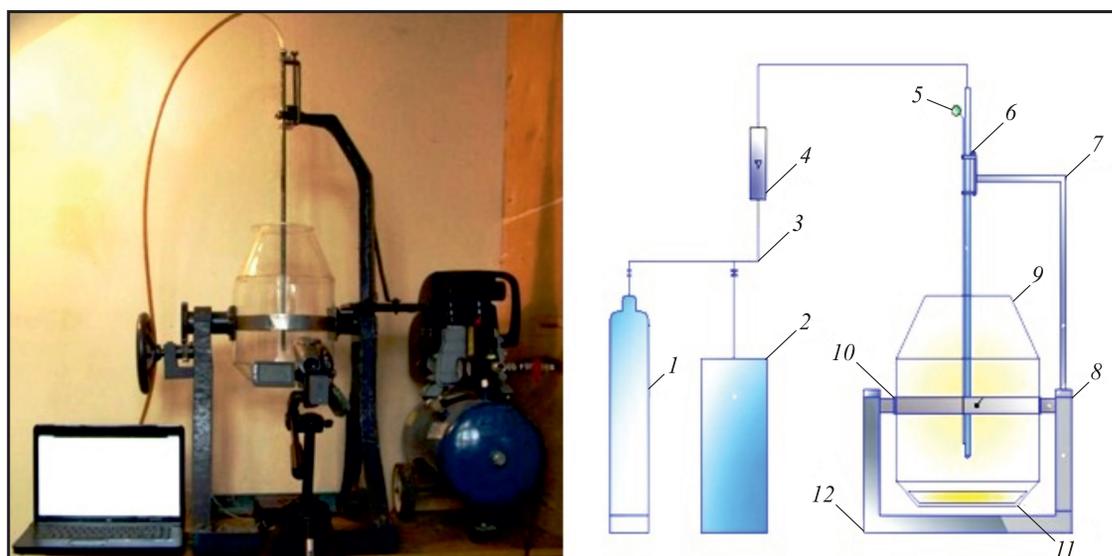


Рис. 1. Общий и схематичный вид лабораторной установки:
 1 – баллон; 2 – компрессор; 3 – трубопровод; 4 – ротаметр; 5 – манометр; 6 – фурма; 7 – опора фурмы; 8 – цапфа; 9 – сосуд;
 10 – опорное кольцо; 11 – моделирующая жидкость

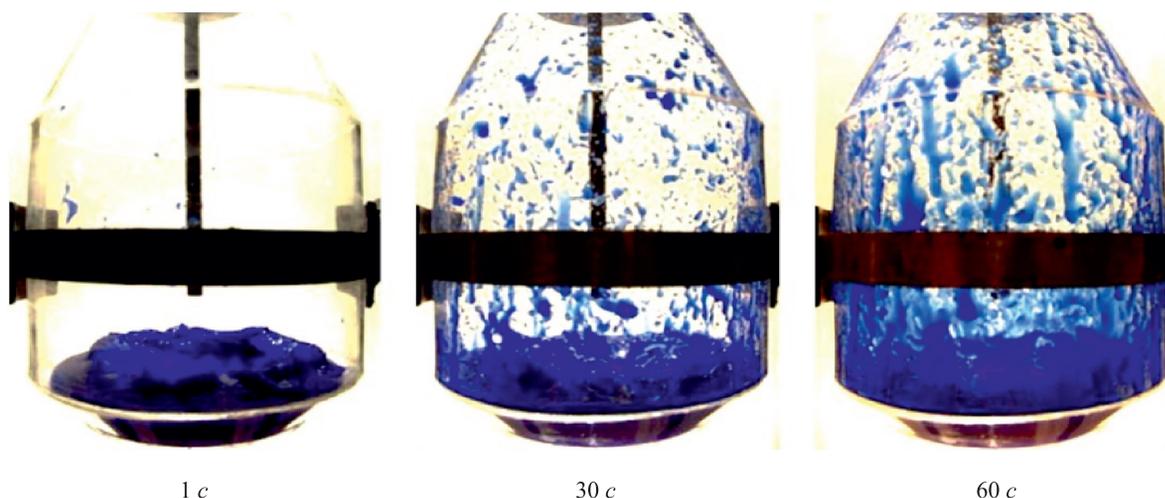


Рис. 2. Фотограмма набрызгивания шлакового гарнисажа на поверхность футеровки конвертера (физическая модель)

(рис. 3, *a*) наличие оптимума объясняется особенностями кавитации жидкости при встречных потоках продувочных струй. При этом определяющими факторами являются изменение волны по границе каверны и величина порций отрыва шлака [6, 7, 9, 10]. Во втором случае (рис. 3, *б*) при постоянном расходе и постоянной высоте положения фурмы, определяющим критерием является динамическая вязкость расплава, которая возрастает с увеличением объемной доли диспергированной твердой фазы [11]. Так, по-видимому, с ростом объемной доли (0 – 7 %) повышение вязкости способствует укрупнению порций (капель), отрывааемых от поверхности ванны, а в диапазоне (7 – 11 %) происходит резкая гетерогенизация шлака, что объясняет характер кривой.

Наряду с гидрогазодинамическими параметрами, определяющими эффективность набрызгивания (конструкция фурмы, ее высота над уровнем ванны, глубина жидкой ванны, режимы продувки и т.д.), про-

цесс формирования гарнисажного слоя сопровождается несколькими теплофизическими условиями: распределением температурного поля основной и вторичной футеровок (теплоотвод), объемной долей диспергированных твердых фаз в шлаковом расплаве, тепловым эффектом затвердевания, температурным интервалом плавления, адгезией, смачиваемостью и т.п. Особое значение так же имеет вязкость шлака и его количество.

Для проведения исследований в части оценки налипания гарнисажного покрытия в зависимости от физико-химических свойств шлака в работе предложена оригинальная методика, реализуемая в четыре этапа.

На первом этапе особое внимание уделялось подготовке образцов огнеупорных подложек, имитирующих двухстадийный износ футеровки агрегата. Для достижения сходства поверхностей огнеупорного материала модельные образцы отжигались в печи с целью освобождения поверхностного углерода и имитации

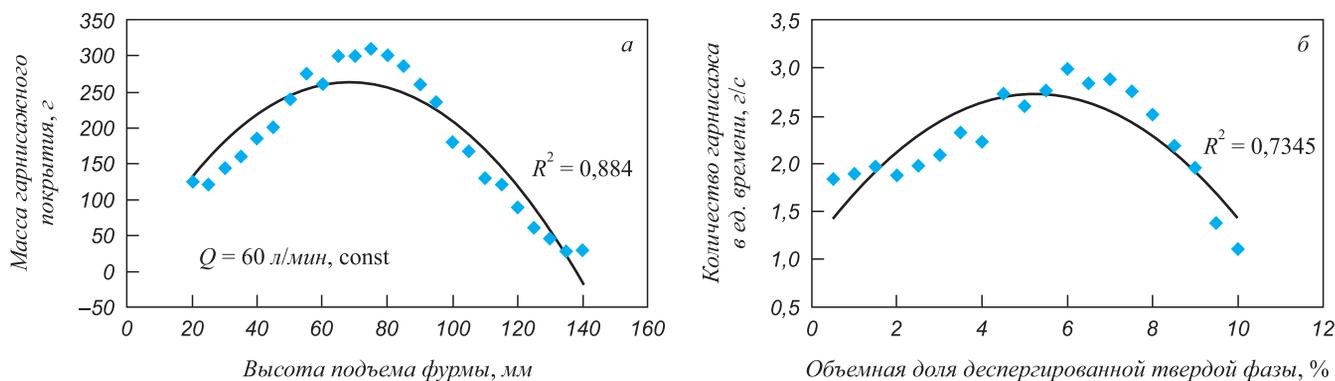


Рис. 3. Зависимость массы гарнисажа от высоты подъема фурмы (а); зависимость динамики нанесения гарнисажа от объемной доли диспергированной твердой фазы (б)

первой стадии износа. Отжиг осуществляли методом термоциклирования ($1000 \leftrightarrow 1600$ °С) в течение 1 ч (2 – 3 термоцикла) в окислительной атмосфере. Затем подложка при температурах конвертерного процесса пропитывалась шлаком – вторая стадия износа огнеупора. В конечном счете получалась необходимая (адекватная) поверхность огнеупора, схожая с реальной, подверженной износу в процессе кампании конвертера.

На втором этапе осуществлялось непосредственное модифицирование конвертерного шлака рядом магнезиальных материалов, имеющих различный химико-минералогический состав. При этом менялось как содержание MgO в составе модификатора, так и гранулометрический состав его компонентов.

На этом этапе производились необходимые качественные и количественные замеры характерных параметров: вязкость расплава, время растворения присадок, характер взаимодействия шлака и модификатора, степень его усвоения, отбор проб для определения химического и минералогического составов.

На рис. 4 представлена экспериментальная зависимость изменения вязкости конечного конвертерного

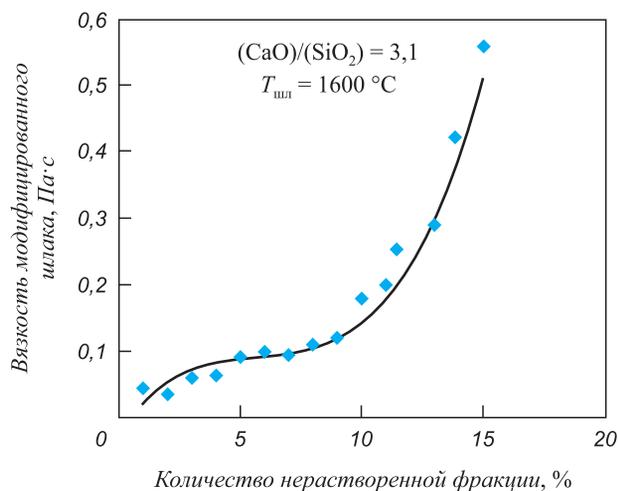


Рис. 4. Зависимость вязкости подготовленного шлака от количества нерастворенных зерен, % (по массе)

шлака от количества диспергированной твердой фазы (нерастворенных зерен).

Показано, что с повышением количества диспергированной твердой (нерастворенной) фазы в шлаке его вязкость растет. При достижении 5 – 7 % зерновой фазы шлак имеет удовлетворительную вязкость для совершения операции набрызгивания. Тогда как с увеличением количества зерен до 8 % и более наблюдается резкое повышение вязкости, связанное с гетерогенизацией расплава. Такие данные хорошо коррелируются с физическим (холодным) моделированием процесса набрызгивания покрытия.

На основании выполненных исследований сформулирован концептуальный подход к физико-химическим свойствам флюсов-модификаторов, предназначенных непосредственно для наведения шлака под гарнисаж. Так, наличие в магнийсодержащих материалах труднорастворимых компонентов в количестве 0,65 – 0,35 % (по массе), по меньшей мере 80 % которых имеют фракцию 2 – 6 мм, обеспечивает доставку и равномерное распределение во всем объеме шлакового расплава уже в первые секунды продувки азотом. Это достигается за счет присутствия в материале легкорастворимой мелкодисперсной составляющей, которая способствует рассредоточению присаживаемых компонентов. Эти компоненты при контакте со шлаком быстро ассимилируются (растворяются), повышая содержание MgO в шлаке. Такое соотношение труднорастворимых и легкорастворимых составляющих приводит к образованию значительного количества тугоплавких ферритных фаз в подготавливаемом шлаке и формированию прочного скелета в остывшем гарнисажном покрытии за счет нерастворенных фракций – зерен.

С целью проверки и подтверждения разработанной концепции по модификации шлака под раздувку на третьем этапе оценивали адгезию подготовленного гарнисажа к периклазоуглеродистому огнеупору и термостойкость (тугоплавкость) остывшего покрытия.

Известно, что адгезия жидкости и твердого тела как правило достигает высоких значений вследствие полного контакта по всей площади соприкосновения. При

этом термин адгезия используется для определения процесса взаимодействия между клеящим материалом (шлаком) и пограничным слоем (огнеупором). На этапе первого контакта клея и подложки целесообразнее говорить о смачивании поверхности пограничного слоя клеящим материалом. Поэтому об адгезии судили по краевому углу смачивания подложки каплей шлака. Термостойкость оценивали температурным интервалом плавления гарнисажа.

Суть модельного этапа заключалась в следующем: на базе теоретических представлений о фазово-температурных превращениях шлаковых расплавов, силах и механизме смачивания разнородных веществ реализовать на практике термоустойчивый, прочный гарнисаж.

На подготовленный огнеупорный уголок, нагретый до температуры футеровки конвертера перед раздувкой (1500 °С, рис. 5, а) помещалась капля ($M_k = 4 - 5$ г) модифицированного шлака. С помощью масштабирования фото и видео съемки данного процесса определялись краевые углы смачивания каплей шлака различного химического состава.

Так, при содержании FeO более 25 %, а MgO – 6 – 7 % угол смачиваемости составляет менее 10°. При снижении содержания FeO угол смачиваемости увеличивается и при достижении содержания FeO величины 5 % приближается к 90°. Увеличение в шлаке содержания MgO вызывает ухудшение смачивания периклазоуглеродистого материала, причем степень повышения угла смачиваемости сильно зависит от окисленности шлака. При содержании FeO, равном 25 %, увеличение концентрации MgO от 6 до 16 % вызывает увеличение угла смачиваемости с 10 до 25°, при содержании FeO, равном 15 %, аналогичное повышение MgO приводит к изменению угла до 90°.

В совокупности с обеспечением краевого угла смачивания (θ), который характеризует эффективное прилипание гарнисажа к поверхности футеровки, удалось так же достичь высокой огнеупорности защитного слоя.

Принято считать, что прилипание является итогом протекания адгезии. Оно может оцениваться путем измерения усилий, требующихся для обеспечения отслаивания клея (шлака) от подложки. Во многом эта величина зависит от напряженно-деформированного состояния клевого материала и так же, в данном случае, от его термостойкости.

Для оценки температурного интервала плавления готового гарнисажного покрытия образец подложки с каплей шлака помещался в горизонтальную нагревательную печь. При этом устанавливалось горизонтальное положение уголка (рис. 5, б). По достижению заданных температур (1550 – 1650 °С) осуществляли поворот образца на угол 90°, имитируя вертикальную стенку футеровки агрегата (рис. 5, в). Посредством непрерывной фото и видео фиксации процесса, параллельно с температурой проводили оценку стойкости гарнисажа в температурном интервале конвертерной плавки.

На рис. 6 в качестве примера представлены три образца гарнисажного покрытия различного химического и гранулометрического состава с различной степенью адгезии к огнеупору и термостойкостью.

Из рис. 6 видно, что в первом случае (рис. 6, а) при достижении температур конечного периода конвертерной плавки (1680 °С и более) образец гарнисажного покрытия не достиг точки плавления и не утратил адгезию к уголку, т.е. сползания защитного слоя не наблюдалось. Во втором случае (рис. 6, б) уже при достижении температуры 1638 °С наблюдалось незначительное

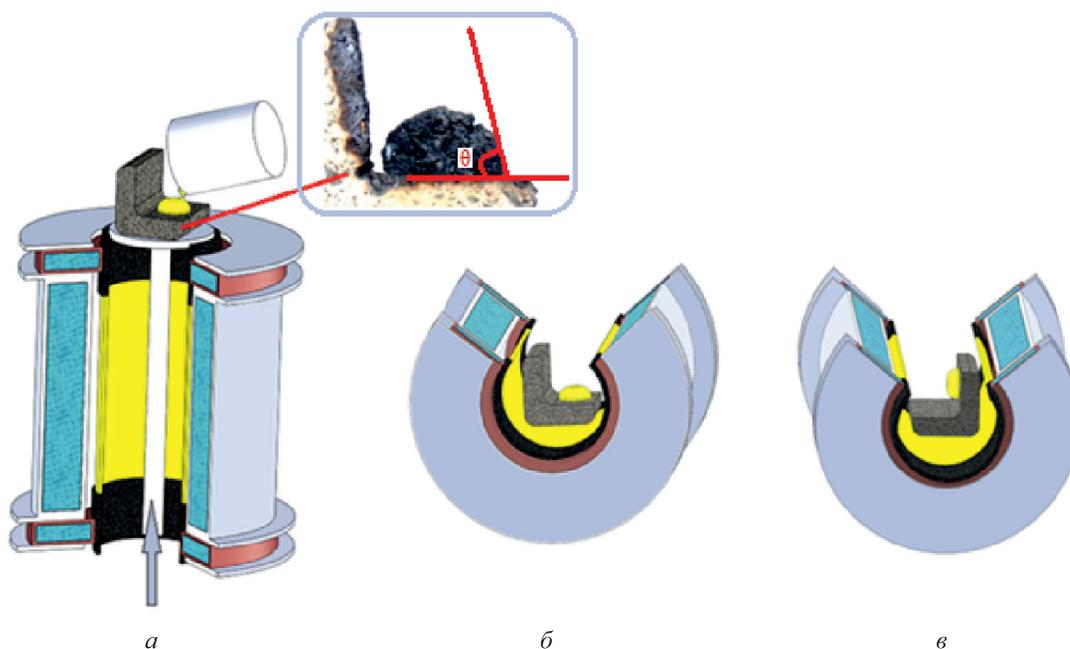


Рис. 5. Схематическое представление определения адгезии гарнисажного покрытия к огнеупорной подложке

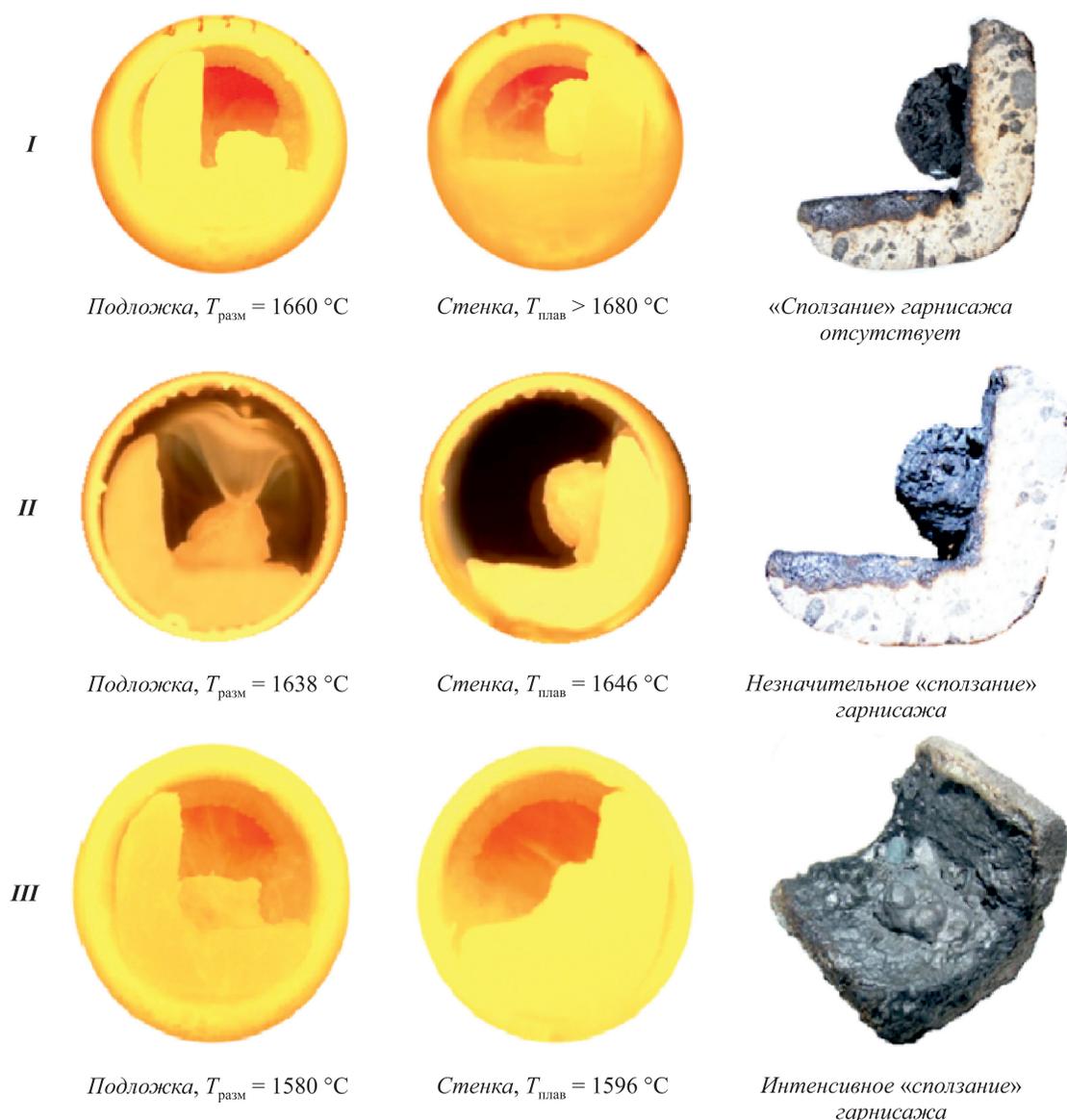


Рис. 6. Поведение гарнисажного слоя в температурном интервале плавления

поверхностное оплавление образца шлака. С повышением температуры до $1646 \text{ }^{\circ}\text{C}$ имело место незначительное сползание капли по вертикальной стенке. Неудовлетворительное поведение гарнисажа представлено на рис. 6, в. Так, в интервале $1580 - 1596 \text{ }^{\circ}\text{C}$, образец модифицированного шлака полностью перешел в жидкую фазу и стек. Такие результаты с достаточной адекватностью могут характеризовать качество гарнисажа и дают возможность судить о качественном и количественном подборе модификатора.

На основании полученных в ходе экспериментов результатов были разработаны и испытаны в лабораторных условиях три марки флюса-модификатора магнезиального состава на основе недефицитных отечественных материалов.

Выводы. Предложена комплексная методика оценки процессов, сопровождающих нанесение шлакового гарнисажа на футеровку конвертера, включающая хо-

лодное и высокотемпературное физическое моделирование.

Разработана физическая модель 160-т конвертера в масштабе 1:20, позволяющая получить дополнительные данные о гидрогазодинамических аспектах технологии набрызгивания шлакового гарнисажа на поверхность футеровки агрегата.

Экспериментально установлено, что оптимального состава шлака для эффективного нанесения гарнисажа можно достичь, обеспечивая сокращение содержания FeO до уровня $13 - 15 \%$, перенасыщение шлака MgO до $10 - 11 \%$ и внедрение в состав модификатора труднорастворимых фракций ($2 - 6 \text{ мм}$) в количестве $6 - 8 \%$ от массы шлака. Такие соотношения обеспечивают достаточное количество тугоплавких фаз, а наличие нерастворенных фракций (труднорастворимые компоненты) в шлаке приводит к формированию скрепляющего скелета в объеме гарнисажного покрытия. За счет этого

формируется износостойчивый, механически прочный, обладающий высокой адгезией к поверхности огнеупоров футеровки защитный слой.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Смирнов А.Н. // Сталь. 2006. № 10. С. 25 – 28.
2. Сердюков А.А., Тонкушин А.Ф., Смирнов А.Н. // Металлы и литье Украины 2010. № 9 – 10. С. 4 – 7.
3. Суворов С.А., Козлов В.В. // Новые огнеупоры 2011. № 1. С. 35 – 37.
4. Mills K., Su Y., Fox A., Li Z., Thackray R., Tsa H. // ISIJInternational. 2005. Vol. 45. No 5. P. 619 – 633.
5. Martin M., Rendueles M. / Hydrodynamics and mass transfer in steel converters using cold models // Proceedings 5th European Oxygen Steelmaking: Int. conf., 26-28 June 2006. Aachen, Germany. – Dusseldorf: VerlagStahleisen GmbH, 2006. P. 577 – 580.
6. Garg A., Peaselee K. / Physical modeling of BOF slag splashing // Proc. 80th Steelmaking: Conf., 1997. ISS/AIME. Warrendale. PA, 1997. P. 87 – 96.
7. Matti J.L., Timo M.J. // ISIJ International. 2002. Vol. 42. No. 11. P. 1219 – 1224.
8. Mazumdar D., Evans J.W. // Boca Raton, London, New York: CRS Press, Taylor and Francis Group, 2010. P. 463.
9. Lei Z., Ming-Gang S., Shu-Mei K., Zhen-Shan Z. // Asia Steel. 2009. May 24 – 27.
10. Shiv K., Satish C. // ISIJ International. 2006. Vol. 46. No. 8. P. 1171 – 1176
11. Суворов С.А., Козлов В.В. // Новые огнеупоры. 2011. № 1. С. 35 – 37.

© 2012 г. А.Н. Смирнов, К.Н. Шарандин, А.Ю. Лизун
Поступила 11 сентября 2012 г.

*А.Б. Арабей¹, В.М. Фарбер², И.Ю. Пышминцев³, В.А. Хотинков²,
О.В. Селиванова², Н.В. Лежнин², М.А. Валов³*

¹ОАО «Газпром»

²Уральский федеральный университет

³Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО СТАРЕНИЯ НА ВЯЗКОСТЬ СТАЛЕЙ ТИПА 05Г2ФБ, ИСПЫТАВШИХ КОНТРОЛИРУЕМУЮ ПРОКАТКУ И УСКОРЕННОЕ ОХЛАЖДЕНИЕ

Современные трубные стали обладают уникальным комплексом механических свойств, обусловленным в первую очередь ультрамелким зерном (~ 2 – 3 мкм), получаемым в результате контролируемой прокатки и ускоренного охлаждения [1, 2]. Однако существует гипотеза о деградации свойств при протекании в этих сталях деформационного (закалочного) старения – при выходе атомов углерода, азота из решетки феррита, бейнита (мартенсита), пересыщенного этими элементами в результате ускоренного последеформационного охлаждения. Выход атомов С (N) из твердого раствора приводит к образованию на дислокациях и границах зерен сегрегаций (атмосфер Коттрелла), которые впоследствии трансформируются в дисперсные выделения типа $Me_3(C, N)$ [3, 4]. При этом на диаграмме растяжения $\sigma - \epsilon$ технически чистого железа, малоуглеродистых сталей возникает зуб текучести (верхний предел текучести σ_T^h), переходящий в площадку текучести (ПТ), когда металл течет при постоянном напряжении σ_T^h – нижнем пределе текучести. Данные эффекты у поликристаллов выражены гораздо лучше, чем у монокристаллов [4, 5], вероятно вследствие того, что границы зерен (зернограницные дислокации) вносят заметный вклад в образование ПТ [6]. Влияние границ зерен проявляется, очевидно, и в том, что зуб и ПТ ярче наблюдаются на образцах, вырезанных вдоль направления прокатки, чем на образцах, вырезанных из того же листа поперек направления прокатки [3].

Анализ экспериментальных данных позволяет заключить, что ПТ возникает в случае совокупного действия ряда факторов [3, 6]:

- отсутствия в металле подвижных носителей пластического течения: решеточных и зернограницных дислокаций, свободных вакансий вследствие закрепления их атмосферами примесных атомов и дисперсными частицами вторых фаз;
- легкого перемещения дислокаций, когда они оторвутся от примесных атмосфер и дисперсных частиц, что, в частности, типично для низкоуглеродистого железа (феррита).

Деформационное старение ухудшает пластичность технически чистого железа, низкоуглеродистых феррито-перлитных и феррито-бейнитных сталей [3, 4], что требует проведения специальных испытаний по ГОСТ 7268-82 [7] на склонность сталей к деформационному старению.

Деформационному старению также способствует ультрамелкое зерно и повышенная плотность дислокаций, внесенных в металл при технологических операциях производства сварной трубы (формовке, экспандировании и т.д. [8]), и нанесение изоляционных покрытий [9]. Подобная ситуация складывается в зоне термического влияния сварного соединения, а также в ходе естественного старения при продолжительном (более полугодом) вылеживании и (или) эксплуатации трубы.

Исходя из этого, целью настоящей работы являлось изучение влияния низкотемпературного старения на вид диаграмм растяжения и ударного изгиба, а также комплекса механических свойств высокопрочных трубных сталей типа 05Г2ФБД после различных обработок:

- в исходном состоянии, сформированном в результате контролируемой прокатки и ускоренного охлаждения;
- небольшой пластической деформации.

Материалы и методики исследования

Исследовались образцы, вырезанные из сварных труб категории прочности K65 (X80) двух производителей (стали 1 и 2). Химический состав стали приведен ниже:

| Сталь | Химический состав % (по массе) | | | | |
|-------|--------------------------------|------|-------------------|-------------------|------|
| | C | Mn | $\Sigma(V+Nb+Ti)$ | $\Sigma(V+Nb+Ni)$ | Cu |
| 1 | 0,05 | 1,84 | 0,12 | – | 0,06 |
| 2 | 0,07 | 1,67 | – | 0,08 | 0,18 |

Испытания на растяжение и ударный изгиб проводились на образцах в исходном состоянии и после обработок по следующим режимам:

- старение при 100, 150, 250 °С в течение 30 мин с охлаждением на воздухе;
- предварительная деформация на 2% с последующим старением при 200 °С в течение 30 мин с охлаждением на воздухе;
- старение при 150 °С в течение 30 мин с последующей деформацией (ϵ) на 2% и повторное старение при 200 °С в течение 30 мин.

Механические свойства сталей изучались при испытаниях на растяжение при комнатной температуре и ударный изгиб на образцах Шарпи в диапазоне температур от 20 до -80 °С с осциллографической записью диаграмм в координатах нагрузка (P) – прогиб (l) и энергия (КС) – прогиб (l) на машине INSTRON CEAST 9350.

Результаты эксперимента и их обсуждение

Испытания на растяжение

На диаграмме растяжения образцов, вырезанных из исследованных труб после непродолжительного вылеживания, отсутствуют зуб и площадка текучести (рис. 1), что свидетельствует о значительном количестве свободных носителей пластического течения (решеточных и зернограницных дислокаций), не закрепленных сегрегациями растворенных атомов и дисперсными частицами. Уровень прочностных свойств труб (в исходном состоянии) обоих производителей практически одинаков (рис. 2), при этом ход кривой на стадии равномерной деформации демонстрирует параболическую зависимость.

Старение при $T_n = 100$ °С у стали 1 снижает предел текучести $\sigma_{0,2}$ и предел прочности σ_b на ~40 МПа, также уменьшаются напряжение разрушения S_k и пластические характеристики, в то время как у стали 2 прочностные и пластические свойства остаются на том же уровне, что и в исходном состоянии (в трубе). При этом на диаграммах растяжения образцов обеих сталей зуб и

ПТ не проявляются, что свидетельствует об отсутствии в заметном масштабе деформационного старения.

На диаграммах растяжения образцов стали 1, состаренных при $T_n = 150$ °С, четко наблюдаются зуб и ПТ (см. рис. 1), что менее ярко выражено у стали 2, хотя протяженность ПТ (δ_T) одинакова у обеих сталей (рис. 3). За площадкой текучести следует стадия параболического течения, протяженность которой ~8,4%, т.е. чуть меньше, чем у образцов в исходном состоянии. У обеих сталей заметно возрастает σ_T^H (на 20 МПа) при том же уровне σ_b (см. рис. 2). Увеличивается S_k на 30 и 70 МПа у сталей 1 и 2, соответственно. Наблюдается падение показателей относительного равномерного удлинения (δ_p) и относительного удлинения на стадии сосредоточенной деформации (δ_c) у образцов стали 1 при сохранении почти на том же уровне, что и в трубе, у стали 2 (см. рис. 3). В совокупности это свидетельствует о том, что процесс деформационного старения при $T_n = 150$ °С в стали 1 протекает несколько интенсивнее, чем в стали 2.

Изменения механических свойств, которые проявились при старении на 150 °С, усиливаются у обеих сталей при $T_n = 250$ °С (см. рис. 1 – 3). Возрастает величина зуба (верхнего предела текучести σ_T^B). Более интенсивное повышение σ_T^H , чем σ_b , вызывает сближение этих характеристик ($\sigma_T^H/\sigma_b \approx 0,96$), что обуславливает уменьшение равномерного удлинения δ_p . Понижение характеристик пластичности (δ_p, δ_c) при росте ПТ (δ_T) особенно заметно для стали 2 (см. рис. 3).

При перевозке труб, монтаже и эксплуатации трубопроводов металл может претерпевать локальную пластическую деформацию, что должно интенсифицировать деформационное старение. Для имитации такого воздействия пластической деформации образцы, вырезанные из труб в исходном состоянии и состаренные при $T_n = 150$ °С, подвергались деформации на 2% с последующим старением при 200 °С.

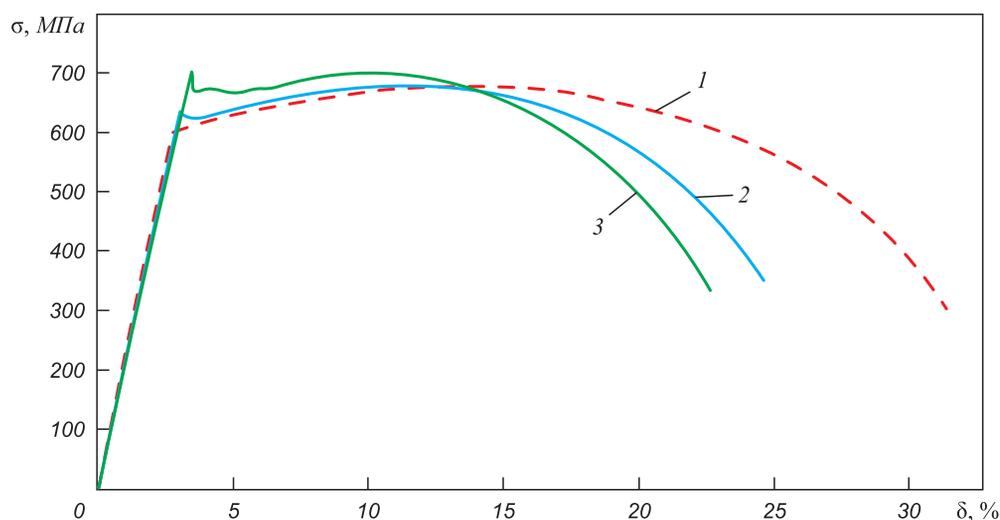


Рис. 1. Кривые растяжения образцов из стали 1 в различном состоянии: 1 – труба, 2 – старение при 150 °С, 3 – старение при 250 °С

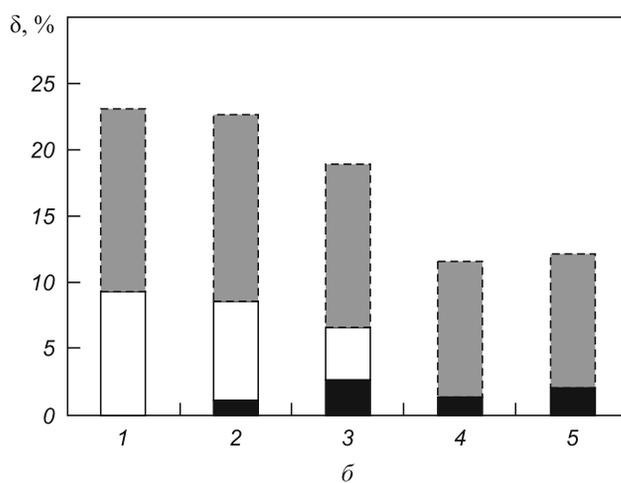
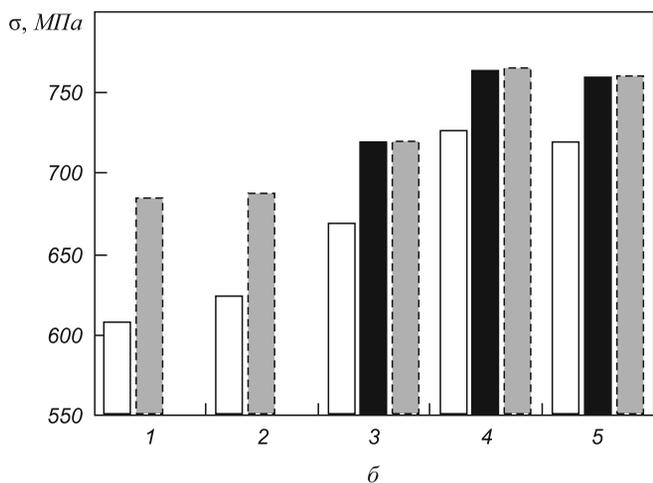
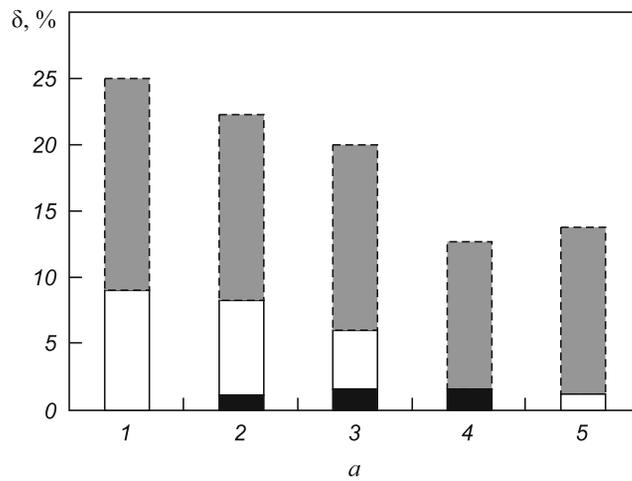
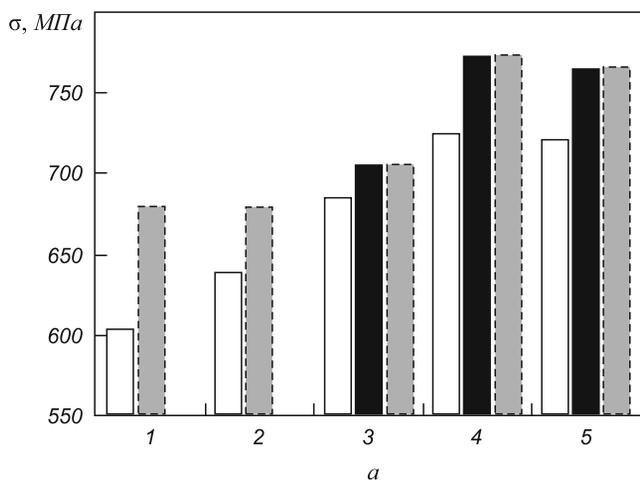


Рис. 2. Прочностные свойства сталей в различном состоянии: а – сталь 1; б – сталь 2; 1 – труба, 2 – старение при 150 °С, 3 – старение при 250 °С, 4 – ε = 2 % + старение при 200 °С, 5 – старение при 150 °С + ε = 2 % + старение при 200 °С; □ – нижний предел текучести σ_т^н, ■ – верхний предел текучести σ_т^в, ▒ – σ_б

Рис. 3. Пластические свойства сталей в различном состоянии: а – сталь 1; б – сталь 2; 1 – труба, 2 – старение при 150 °С, 3 – старение при 250 °С, 4 – ε = 2 % + старение при 200 °С, 5 – старение при 150 °С + ε = 2 % + старение при 200 °С; □ – δ_п; ■ – протяженность ПТδ_т; ▒ – δ_с

Такие обработки резко увеличивают эффект деформационного старения, причем вне зависимости от последовательности этих воздействий (см. рис. 2, 3). У обеих сталей крайне сильно возрастает предел текучести и сравнивается с σ_в. На диаграмме растяжения исчезает стадия параболического упрочнения. Подобный «аномальный» вид диаграммы растяжения, появление шейки сразу же после прохождения фронта Людерса через всю рабочую часть образца наблюдали в стали с 0,06 % С, 0,5 % Mn и 0,1 % Nb со сверхмелким ферритным зерном (1,7 мкм), полученным в результате высокотемпературной термомеханической обработки (T_{деф} = 900 °С) с последующим охлаждением на воздухе [10]. Это еще раз свидетельствует о том, что границы зерен (зернограницные дислокации) вносят существенный вклад в деформационное старение.

При отсутствии стадии равномерной деформации общее удлинение δ₅ образцов обеих сталей уменьшается почти в 2 раза (см. рис. 3), хотя S_к ≈ 1600 МПа, от-

носительное сужение ψ ≈ 78 % остаются на достаточно высоком уровне.

Для того, чтобы оценить в «чистом» виде явление деформационного старения без наложения дефектов (протяженных границ зерен в аустените, повышенной плотности дислокаций), внесенных технологическими приемами производства листа и трубы, образцы, вырезанные из труб, подвергались закалке в масло после аустенизации при T_а = 900 °С. В частности, такое структурное состояние может возникать в зоне термического влияния в сварных соединениях.

Закалка понижает σ_{0,2} на 40 МПа у стали 1 и на 9 МПа у стали 2 по сравнению с пределом текучести образцов в исходном состоянии, σ_в повышается на 65 МПа в обеих сталях, возможно, из-за возрастания количества бейнита и мартенсита в структуре. Те же тенденции сохраняются при старении закаленных образцов при T_н = 150 °С. Диаграммы растяжения имеют плавный вид без зуба и площадки текучести при сравнительно небольшой равномерной деформации (δ_р ~ 5 %).

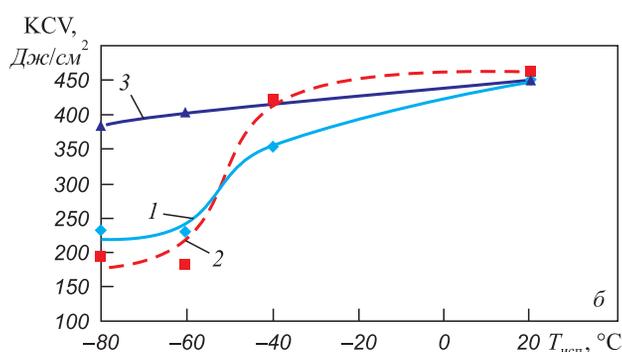
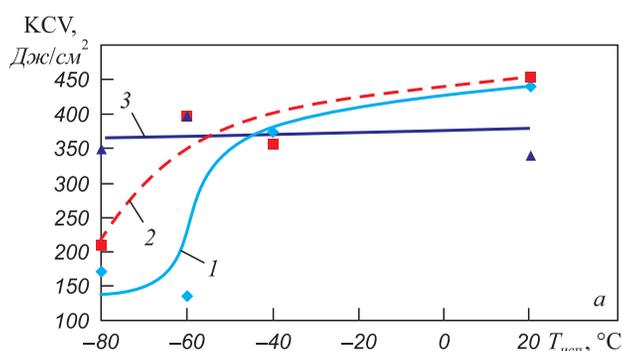
Заметно падает по сравнению с исходным состоянием δ_c (см. рис. 3), что сопровождается снижением δ_5 с $\sim 23 - 25\%$ до $\sim 17\%$. Значения ψ , S_k остаются на том же высоком уровне, как и в исходном состоянии.

Испытания на ударный изгиб

Обе исследованные стали в исходном состоянии имеют высокий уровень ударной вязкости ($KCV > 350$ Дж/см²) вплоть до $T_{исп} = -40$ °С. Резкое падение величины KCV у образцов, вырезанных из металла труб, происходит у обеих сталей в интервале температур испытания $(-40) - (-60)$ °С.

Старение при температуре 150 °С не оказывает существенного влияния на уровень ударной вязкости, однако понижает температуру начала падения KCV у стали 1 до ~ -60 °С. Старение при температуре 250 °С дает заметный эффект, который проявляется в некотором снижении уровня KCV при $T_{исп} = 20$ °С, но при этом обе стали становятся не чувствительными к температуре испытания вплоть до $T_{исп} = -80$ °С. Особенно ярко это проявляется при $T_{исп} < -40$ °С, где разница в уровне KCV образцов в исходном состоянии и образцов, состаренных при температуре 250 °С достигает 150 – 200 Дж/см² (рис. 4).

Закалка от 900 °С в масло образцов, вырезанных из трубы, дает примерно тот же уровень ударной вязкости, что и в трубе при всех температурах испытания. В изломе отсутствуют расщепления. Это связано с тем, что нагрев под закалку приводит к фазовой перекристаллизации и исчезновению большеугловых границ, на которых зарождаются расщепления.



Исследование трещиностойкости с помощью диаграмм разрушения позволяет провести детальный анализ влияния деформационного старения на ударную вязкость. Как видно из рис. 5, а, действие деформационного старения на вязкие свойства стали 2 (аналогично для стали 1) при комнатной температуре испытания практически не проявляется.

Совпадение пиков нагрузки на диаграммах $P - l$ на начальной стадии нагружения (зарождение трещины – до первого максимума [11, 12]) свидетельствует, что при $T_{исп} = 20$ °С различия в структурном состоянии не вносят значительных изменений в работу зарождения трещины (KC_3), которая для обеих сталей составляет ~ 87 Дж. При комнатной температуре KC_3 примерно в три раза меньше работы распространения трещины (KC_p), однако при снижении температуры испытания до -60 °С они становятся сопоставимы друг с другом.

Поскольку для всех изученных образцов $KC_3 \approx const$, характер изменения KCV (см. рис. 4) в основном обусловлен изменением KC_p , поведение которой с изменением $T_{исп}$ аналогично изменению ударной вязкости (KCV).

Старение при 150 °С оказало незначительный эффект на величину KCV и ход серийной кривой, а также тип и протяженность стадий разрушения при всех $T_{исп}$ (см. рис. 4).

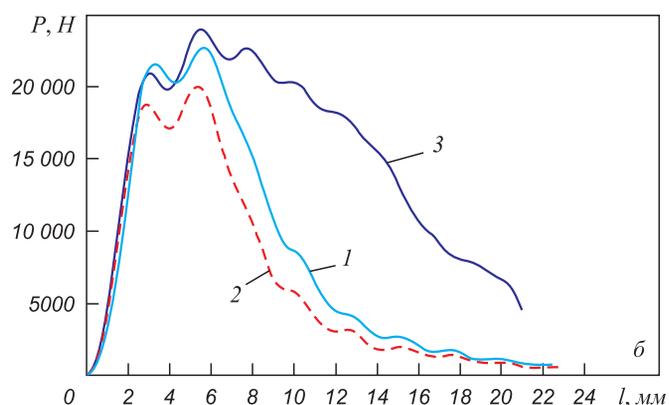
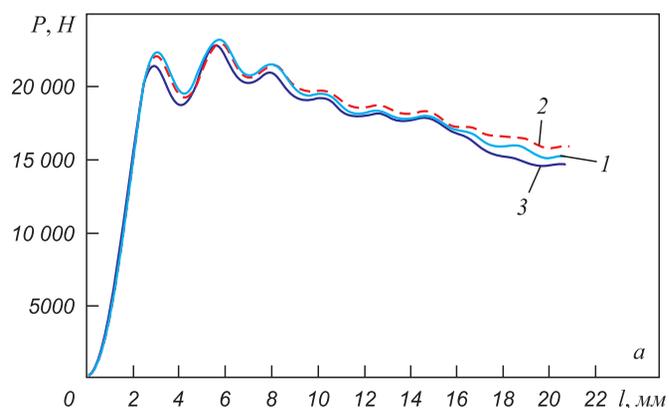


Рис. 5. Диаграммы разрушения образцов Шарпи из стали 2 в координатах нагрузка (P) – прогиб (l) в различном состоянии: а – $T_{исп} = 20$ °С, б – $T_{исп} = -60$ °С; 1 – труба, 2 – $T_H = 150$ °С, 3 – $T_H = 250$ °С

Рис. 4. Серийные кривые ударной вязкости:

а – сталь 1; б – сталь 2; 1 – труба, 2 – $T_H = 150$ °С, 3 – $T_H = 250$ °С

Большая площадь под кривой $P-l$ у образцов, состаренных при $250\text{ }^{\circ}\text{C}$, связана с более плавным снижением нагрузки на заключительных стадиях разрушения (см. рис. 5). При этом работа пластической деформации и распространения трещины (КС) у этих образцов также существенно больше по сравнению с таковой у образцов, вырезанных из трубы (рис. 6), что свидетельствует о возрастании подвижности (маневренности) дислокаций в результате данного нагрева. Подобная картина наблюдается при $T_{\text{исп}} = -40\text{ }^{\circ}\text{C}$. При этом ход серийной кривой становится пологим, что приводит к смещению температуры вязко-хрупкого перехода $T_{\text{хр}}$ в область температур ниже $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$ (см. рис. 4).

Таким образом, старение при $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ резко повышает трещиностойкость исследованных сталей группы прочности X80, что можно объяснить действием следующих факторов:

- выходом атомов С и N из твердого раствора;
- укрупнением выделений карбонитридов Fe и Cu;
- высвобождением и перестройкой дислокаций в стабильные конфигурации, что приводит к снятию остаточных напряжений.

Это согласуется с данными исследования растяжения образцов из этих же сталей: у состаренных образцов значения S_k и ψ , описывающие заключительные стадии пластического течения перед разрушением, сохраняются на том же высоком уровне, что и у образцов, вырезанных из труб. Следовательно деформационное старение, воздействующее на деформационное поведение металла в начале пластического течения (при σ_t), не может оказывать существенного влияния на параметры трещиностойкости гетерофазных сталей, в которых разрушение происходит после крайне большой пластической деформации. Так, в работе [13] показано, что у данных сталей уровень ударной вязкости коррелирует с S_k и ψ и не зависит от σ_t (S_t) и σ_b (S_b).

Наконец, низкотемпературный нагрев ($T_H \leq 250\text{ }^{\circ}\text{C}$) гетерофазных сталей приводит к «истинному» дефор-

мационному старению в феррите и низкотемпературному смягчающему отпуску бейнита (мартенсита), количество которых доходит до 30 % [1, 2]. Так что разупрочнение, протекающее при отпуске $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ подобных сталей благоприятно, как показано выше, для повышения их вязкости и трещиностойкости.

Выводы. Установлено, что трубные стали категории прочности X80, полученные по технологии контролируемой прокатки с укоренным охлаждением или после мягкой закалки (в масле), склонны к деформационному старению при нагреве на $T_H \geq 150\text{ }^{\circ}\text{C}$, что приводит к появлению на диаграммах растяжения зуба и площадки текучести, повышению нижнего предела текучести σ_t^H , уменьшению δ_p и δ при сохранении на близком уровне, что и в трубе, σ_b , ψ и напряжения разрушения S_k .

Найдено, что нагрев на $T_H = 250\text{ }^{\circ}\text{C}$ ($\tau_H = 30$ мин) и тем более слабая холодная пластическая деформация ($\epsilon = 2\%$) с последующим нагревом на $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ ($\tau_H = 30$ мин) столь сильно инициируют деформационное старение, что $\sigma_t^H \approx \sigma_b$, $\delta_p = 0\%$ при снижении общего удлинения δ . Параметры ψ и S_k , описывающие большую пластическую деформацию, предшествующую разрушению образцов, сохраняют значения, близкие к таковым в исходном состоянии (трубе). Следовательно, технологические процессы изготовления сварной трубы (гибка, экспандирование и т.д.), вносящие в металл повышенную плотность дефектов, в значительной степени способствуют деформационному старению.

После нагрева на $T_H \leq 150\text{ }^{\circ}\text{C}$ параметры трещиностойкости (KCV, ход серийной кривой, $T_{\text{хр}}$) сохраняются на том же уровне, что и в трубе. Нагрев на $T_H = 250\text{ }^{\circ}\text{C}$ ($\tau_H = 30$ мин), несколько уменьшая KCV до уровня ~ 370 Дж/см² при $T_{\text{исп}} < -40\text{ }^{\circ}\text{C}$, делает серийную кривую практически не чувствительной к $T_{\text{исп}}$ в диапазоне температур $(-20) - (-80)\text{ }^{\circ}\text{C}$, смещая $T_{\text{хр}}$ ниже $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Морозов Ю.Д., Матросов М.Ю., Настич С.Ю., Арабей А.Б. // *Металлург*. 2008. № 8. С. 39 – 42.
2. Пышминцев И.Ю., Столяров В.И., Гервасьев А.М. и др. // *Наука и техника в газовой промышленности*. 2009. № 1. С. 56 – 61.
3. Гудремон Э. Специальные стали. – М.: *Металлургия*, 1959. Т. 1. – 950 с.
4. Фридель Ж. Дислокации. – М.: *Мир*, 1967. – 643 с.
5. Штремель М.А. Прочность сплавов: Ч. I. Дефекты решетки. – М.: *МИСИС*, 1999. – 384 с.
6. Фарбер В.М. // *МиТОМ*. 2007. № 3. С. 42 – 44.
7. ГОСТ 7268-82: Сталь. Метод определения склонности к механическому старению по испытаниям на ударный изгиб – М.: *Изд. стандартов*, 2002. – 5 с.
8. Пышминцев И.Ю., Лозовой В.Н., Бовков И.А., Кавешников А.И. Особенности изменения механических свойств основного металла труб большого диаметра при разных способах формовки заготовки // *Тр. XVIII Междунар. научно-технич. конф. «Трубы-2011»*. – Челябинск: *РосНИТИ*, С. 44 – 55.

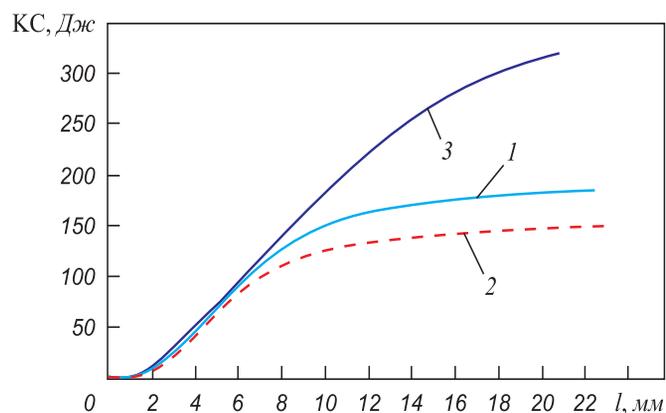


Рис. 6. Диаграмма разрушения в координатах энергия (КС) – прогиб (l) стали 2 при $T_{\text{исп}} = -60\text{ }^{\circ}\text{C}$ в различном состоянии: 1 – труба, 2 – $T_H = 150\text{ }^{\circ}\text{C}$, 3 – $T_H = 250\text{ }^{\circ}\text{C}$

9. Кузнецова Е.Я. Освоение оборудования и технологии по нанесению наружного и внутреннего покрытия на вновь введенном оборудовании фирм «SELMITRS» и «BAUHUIS» // Тр. XVIII Междунар. научно-технич. конф. «Трубы-2011». – Челябинск: РосНИТИ. С. 71 – 76.
10. Моррисон В.Б., Миллер Р.Л. Пластичность сплавов со сверхмелким зерном. В кн. Сверхмелкое зерно в металлах. – М.: Металлургия, 1973. С. 181 – 205.
11. Ботвина Л.Р. Разрушение: кинетика, механизмы, общие закономерности. – М.: Наука, 2008. – 334 с.
12. Махутов Н.А., Пермяков В.Н., Ботвина Л.Р., Кравцова Ю.А. // Проблемы безопасности и чрезвычайных ситуаций. 2006. № 3. С. 65 – 76.
13. Пышминцев И.Ю., Арабей А.Б., Фарбер В.М. и др. // ФММ. 2012. Т. 113. № 4. С. 411 – 417.

© 2012 г. А.Б. Арабей, В.М. Фарбер,
И.Ю. Пышминцев, В.А. Хотинев, О.В. Селиванова,
Н.В. Лежнин, М.А. Валов
Поступила 30 июля 2012 г.

ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

УДК 621.74.047:658.52:331.103.255

И.И. Мацко, А.Б. Белявский, О.С. Логунова

Магнитогорский государственный технический университет

ОРГАНИЗАЦИЯ ОБРАТНОЙ СВЯЗИ В СИСТЕМЕ УПРАВЛЕНИЯ ПРОИЗВОДСТВОМ НЕПРЕРЫВНОЛИТОЙ ЗАГОТОВКИ ЭЛЕКТРОСТАЛЕПЛАВИЛЬНОГО ЦЕХА*

Современные металлургические предприятия применяют автоматизированные системы управления производством (АСУ П) цехов и в большинстве случаев выполняется независимое управление отдельными цепочками полного цикла производства. Использование обратной связи в АСУ П позволяет управлять внешними воздействиями, передающимися с предыдущих технологических этапов производства. Автоматизированный сбор информации и автоматическая оценка качества повышают адекватность, достоверность, полноту собранной информации.

В работе рассматривается производство непрерывнолитой заготовки (НЛЗ) в технологической цепочке, начиная от плавки металла в дуговой сталеплавильной печи (ДСП) и заканчивая непрерывной разливкой на машине непрерывного литья заготовок (МНЛЗ). Предполагается, что все процессы проводятся в соответствии с технологическими инструкциями (ТИ) и стандартами на полупродукты металлургического производства.

На первом этапе исследования проведен комплексный анализ технологической цепочки производства НЛЗ для выявления основных составляющих всех процессов. Технология получения НЛЗ в условиях электросталеплавильного цеха (ЭСПЦ) ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат» (ММК) включает три основных этапа: выплавку стали в ДСП, доводку стали на установке печь-ковш (УПК) и непрерывную разливку на МНЛЗ двух типов, позволяющих получать заготовку квадратного и прямоугольного сечения.

В настоящее время существует устойчивое мнение о том, что макроструктура стали формируется только под воздействием факторов, действующих на НЛЗ в процессе ее охлаждения на МНЛЗ. Основные стадии технологических этапов непрерывной разливки стали согласно ТИ приведены на рис. 1.

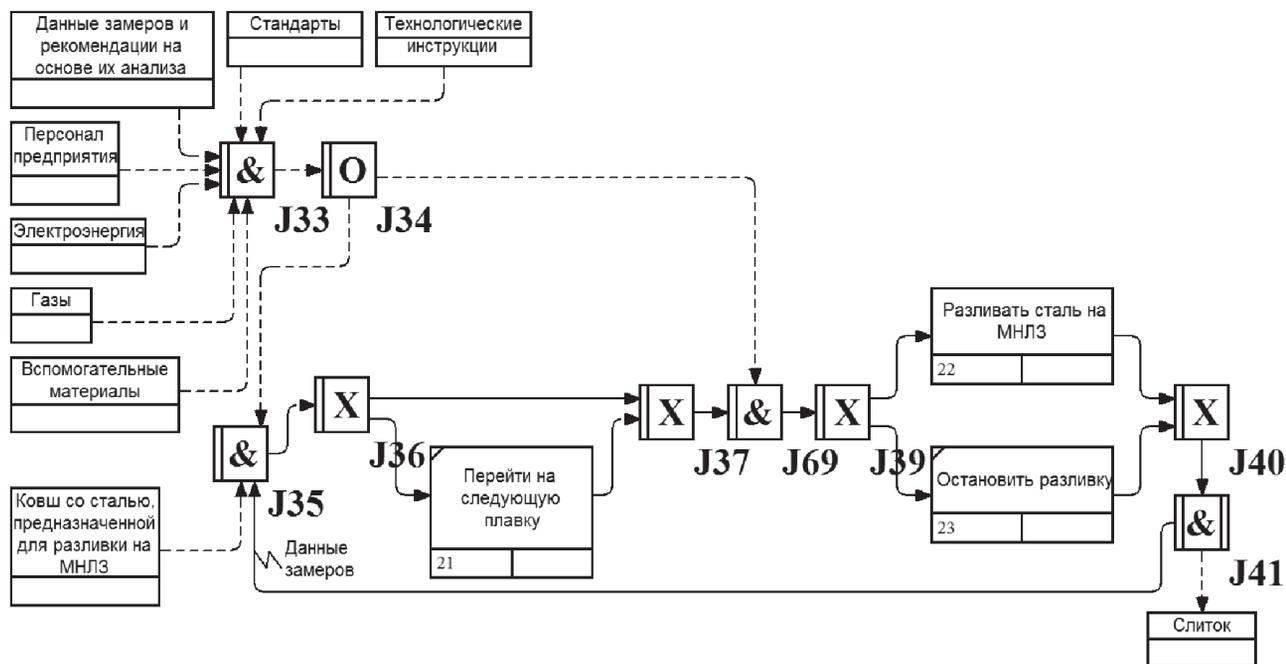
На рис. 1 введены обозначения: J33, J35, J44, J56, J69 – перекрестки асинхронное «И», для перечислен-

ных перекрестков означает, что все предшествующие процессы должны быть завершены; J49 – перекресток асинхронное «И» – все следующие процессы должны быть запущены; J41, J67 – перекрестки синхронное «И» – все следующие процессы запускаются одновременно; J34, J45, J47 – перекрестки асинхронное «ИЛИ» – один или несколько следующих процессов должны быть запущены; J37, J40, J49 – перекрестки, исключаящее «ИЛИ» – только один предшествующий процесс завершен; J36, J39, J46 – перекрестки, исключаящее «ИЛИ» – только один следующий процесс запускается.

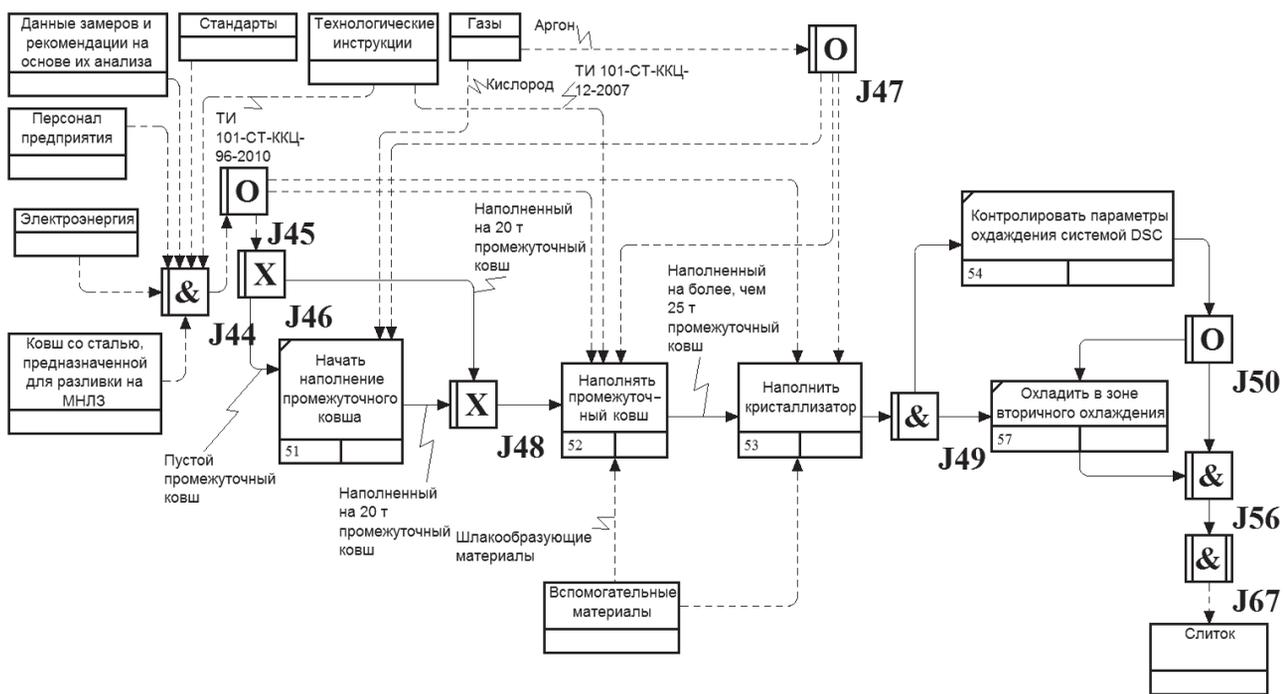
Схемы, приведенные на рис. 1, и метрологическое обеспечение технологического процесса демонстрируют отсутствие обратной информационной и управляющей связи, позволяющей выполнить корректировку технологии в цепочке производства НЛЗ на основе результатов оперативного анализа качества получаемой заготовки. Учитывая, что производство заготовки выполняется серийно и серия может включать до 50 плавок, существует возможность корректировки технологии не только на участке непрерывной разливки, а также на предыдущих этапах.

Согласно принятой технологии в стабильных условиях для рядовых марок сталей отбираются три темплета в серии. При выполнении заказов на высококачественные марки стали или при освоении новых технологий темплеты могут отбираться на каждой второй плавке. Темплеты проходят холодную механическую обработку, затем подвергаются травлению. С протравленного темплета снимают серный отпечаток. В настоящее время оценка макроструктуры заготовок производится на основе стандартов и технологических инструкций [1, 2], которые содержат неформализованное описание каждого вида дефекта. Такое неформальное описание приводит к получению ментального представления [3] о видах и степени развития дефектов (рис. 2, а). Для формализации описания предлагается разбить темплет на зоны, типичные для образования дефектов, и использовать формализованное представление, представленное на рис. 2, б. На основе та-

* Работа выполнена при финансовой поддержке грантов Правительства Челябинской области и ФГБОУ ВПО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова».



a



b

Рис. 1. Диаграммы декомпозиции технологических процессов:

a – общая диаграмма разлива стали на МНЛЗ; б – диаграмма разлива стали на МНЛЗ от наполнения промежуточного ковша до зоны вторичного охлаждения

кого представления можно определить вид и балл развития дефекта. Например дефект, находящийся в зонах 2 и 3 с размером более 3 мм, определяется как осевая рыхлость с баллом 4.

Изучение описательных характеристик и областей расположения внутренних макродефектов непрерывнолитой заготовки позволило:

- выполнить формализованное описание каждого вида дефектов, учитывающее их форму, геоме-

трические размеры, площадь отдельных видов дефектов и их групп, количество и область расположения дефектов на поверхности темплата;

- построить дерево принятия решений о формировании внутренних макродефектов на каждой стадии технологической цепочки производства непрерывнолитой заготовки, включая единичные и комбинированные множественные воздействия;

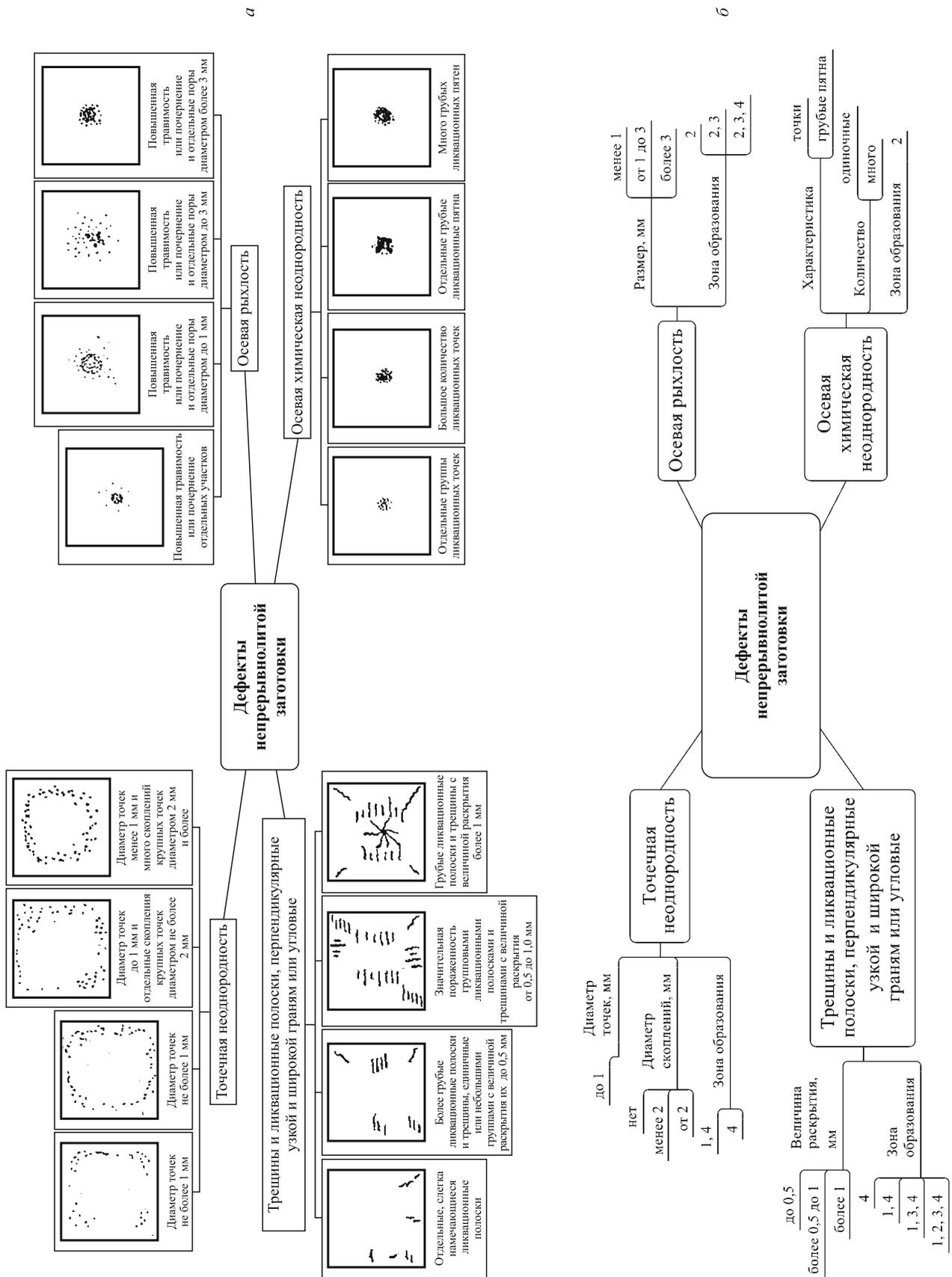


Рис. 2. Металльные модели представления информации о качестве непрерывной заготовки: а – неформализованное описание; б – формализованное описание

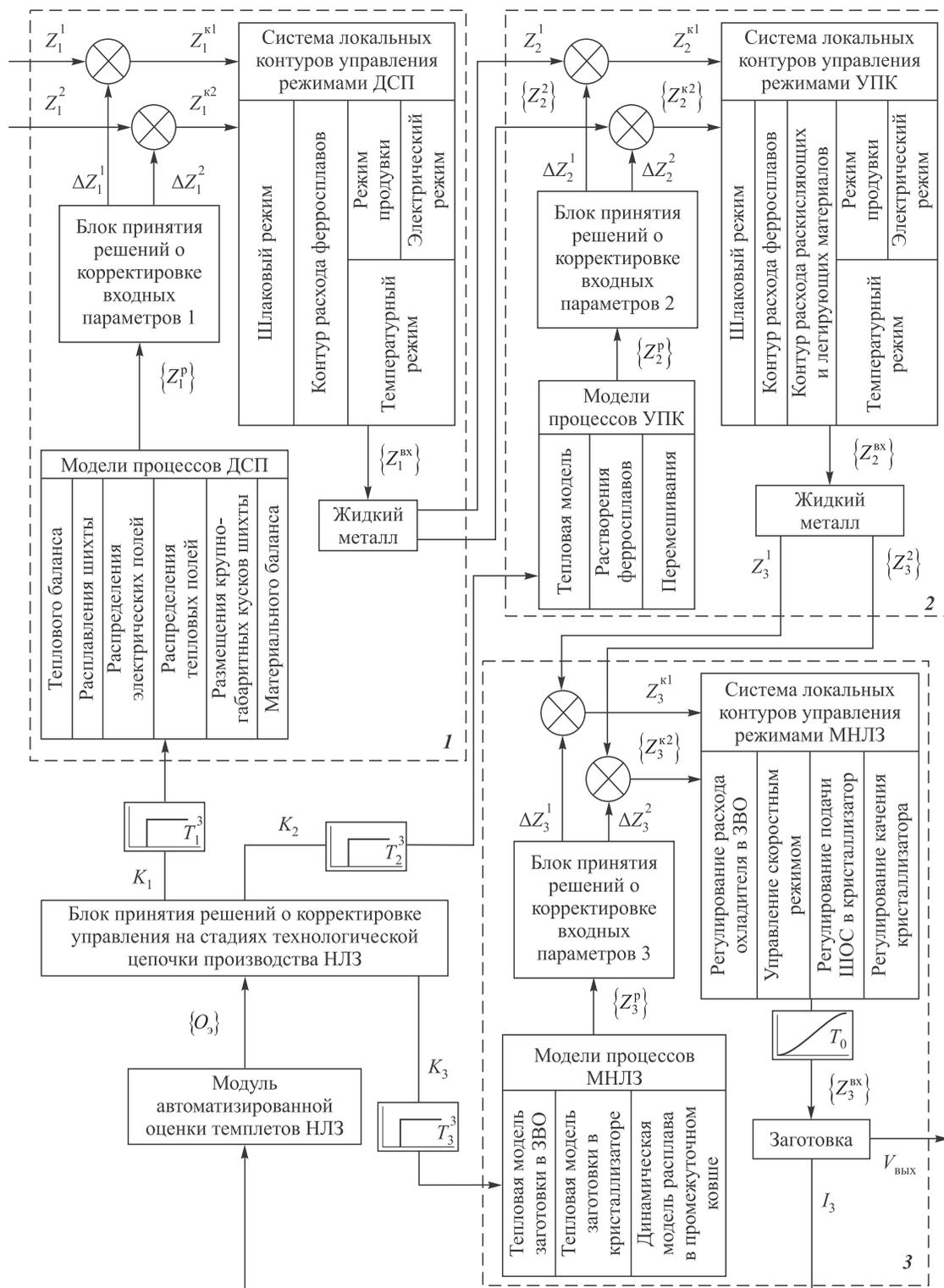


Рис. 3. Схема организации обратной связи в АСУ П на основе программного модуля автоматизированной оценки качества непрерывной заготовки

- выполнить математическое описание каждого вида дефекта [4, 5];
- спроектировать и разработать программный модуль для оценки качества непрерывной заготовки в автоматизированном режиме [6];
- разработать схему интеграции программного модуля в АСУ П технологической цепочки про-

изводства непрерывной заготовки в условиях ЭСПЦ ОАО «ММК» (рис. 3).

В схеме управления используются три блока: 1 – контур управления выплавкой стали в ДСП; 2 – контур управления обработкой металла на УПК; 3 – контур управления непрерывной разливкой стали на МНЛЗ.

На рис. 3 введены обозначения: Z_1^1 – задание ДСП на соотношение массы шихтовых материалов; Z_1^2 – задание ДСП на габаритные размеры металлолома; Z_2^1 – температура металла после выпуска; $\{Z_2^2\}$ – значение процентного содержания химических элементов марочного содержания после выпуска; Z_3^1 – температура металла после доводки; $\{Z_3^2\}$ – значение процентного содержания химических элементов марочного содержания после доводки; Z_1^{K1} – скорректированное задание ДСП на соотношение массы шихтовых материалов; Z_1^{K2} – скорректированное задание ДСП на габаритные размеры металлолома; Z_2^{K1} – скорректированное задание УПК по конечной температуре металла; Z_2^{K2} – скорректированное задание УПК на процентное содержание химических элементов марочного содержания; Z_3^{K1} – скорректированное задание МНЛЗ на расход охладителя в зонах вторичного охлаждения; Z_3^{K2} – скорректированное задание МНЛЗ на регулирование состава и расхода шлакообразующей смеси (ШОС) в кристаллизаторе МНЛЗ; $\{Z_1^{BK}\}$ – расчетные значения режимов локальных контуров управления ДСП (электрический режим, расход ШОС, расход ферросплавов, расход инертных газов, температурный режим); $\{Z_2^{BK}\}$ – расчетные значения режимов локальных контуров управления УПК (электрический режим, расход ШОС, расход ферросплавов, расход инертных газов, температурный режим, расход раскисляющих и легирующих материалов); $\{Z_3^{BK}\}$ – расчетные значения режимов локальных контуров управления МНЛЗ (расход воды, скорость вытягивания, расход ШОС, амплитуда и частота качания кристаллизатора); $V_{\text{вых}}$ – объем выхода годной заготовки; I_3 – образец в виде темплета и (или) его серного отпечатка; $\{O_3\}$ – оценки макродефектов на поверхности темплета по классам ОСТ 14-4-73 [2]; K_1 – указание на корректировку управления ДСП; K_2 – указание на корректировку управления УПК; K_3 – указание на корректировку управления МНЛЗ; $\{Z_1^p\}$ – значения промоделированных параметров локальных контуров управления ДСП; $\{Z_2^p\}$ – значения промоделированных параметров локальных контуров управления УПК; $\{Z_3^p\}$ – значения промоделированных параметров локальных контуров управления МНЛЗ; ΔZ_1^1 – коррекция задания ДСП на соотношение массы шихтовых материалов; ΔZ_1^2 – коррекция задания ДСП на габаритные размеры металлолома; ΔZ_2^1 – коррекция задания УПК на температуру металла; ΔZ_2^2 – коррекция задания УПК на процентное содержание химических элементов марочного содержания; ΔZ_3^1 – коррекция задания УПК на охлаждение сляба; ΔZ_3^2 – коррекция задания УПК на процентное содержание химических элементов в назначаемой марке стали.

В глобальных контурах (1, 2, 3) блок моделей процессов принимает указания на корректировку параметров технологии. С учетом указаний смоделированные параметры передаются блоку принятия решений о корректировке входных параметров. После внесения

корректировок во входные данные локальные контуры выбирают значения управляемых параметров, которыми воздействуют на управляемый объект. В глобальных контурах ДСП и УПК (1, 2) управляемыми объектами является жидкий металл, в МНЛЗ (3) – заготовка. В глобальном контуре управления непрерывной разливкой стали значения управляемых параметров обладают инерционностью, определенной протяженностью МНЛЗ и конструкцией зон вторичного охлаждения. Образец в виде темплета и(или) его серного отпечатка поступает в модуль автоматизированной оценки темплетов НЛЗ. После обработки поступившего изображения модуль передает оценки макродефектов на поверхности темплета блоку принятия решений о корректировке управления на стадиях технологической цепочки производства НЛЗ.

Блок принятия решения формирует указания на корректировку управления, которые передаются с запаздыванием в блоки математических моделей процессов глобальных контуров для расчета физических значений управляемых параметров. Принятое решение передается в каждую подсистему глобального контура с запаздыванием, которое возникает в результате временных интервалов, необходимых для выполнения операций на последующие стадии обработки жидкого металла, заготовки или образца. Каждая система содержит несколько локальных контуров, способных управлять одним параметром по указанному заданию. В настоящее время предлагается множество математических моделей, позволяющих вычислять и оптимизировать параметры управления на каждом этапе технологической цепочки. Эти математические модели составляют основу математического обеспечения глобального и системы локальных контуров управления.

Таким образом, в работе выполнен комплексный анализ технологической цепочки производства непрерывнолитой заготовки на основе нормативных документов, позволивший выявить отсутствие обратной информационной связи в системе управления. Показана возможность и необходимость количественного представления информации о развитии внутренних макродефектов заготовки и использования этой информации для организации обратной связи в системе управления производством непрерывнолитых заготовок в условиях ОАО «ММК». В работе представлен один из вариантов интеграции в АСУ П электросталеплавильного цеха эргатического модуля автоматизированной оценки качества непрерывнолитой заготовки, обеспечивающего информационную и программную поддержку обратной связи в системе управления технологической цепочкой получения готовой продукции. Разрабатываемый модуль автоматизированной оценки качества и его интеграция в АСУ П цеха являются неотъемлемой частью системы планирования и управления производством крупных металлургических пред-

приятий, таких как Магнитогорский, Новолипецкий и Череповецкий металлургические комбинаты.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Технологическая инструкция ТИ 101-Я-7-2009. Контроль макроструктуры непрерывнолитых слябов производства ОАО «ММК». Отбор, механическая обработка, снятие серных отпечатков и травление темплетов. – Магнитогорск: ОАО «ММК», 2009. – 13 с.
2. Отраслевой стандарт ОСТ 14-4-73. Сталь. Метод контроля макроструктуры литой заготовки (слитка), полученной методом непрерывной разливки. – М.: Министерство черной металлургии СССР, 1973. – 15 с.
3. Бьюзен Т., Бьюзен Б. Супермышление. – Минск: Попурри, 2007. – 320 с.
4. Мацко И.И., Логунова О.С. // Информационные технологии в проектировании и производстве. 2011. № 3. С. 87 – 92.
5. Логунова О.С., Мацко И.И., Павлов В.В. // Проблемы теории и практики управления. 2011. № 9. С. 51 – 58.
6. Логунова О.С., Макарычев П.П. // Программные продукты и системы. 2008. № 3. С. 79 – 81.

© 2012 г. *И.И. Мацко, А.Б. Белявский, О.С. Логунова*
Поступила 25 апреля 2012 г.

И.А. Ларионова, Б.М. Стерлигов, А.В. Золкина

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

ЭКОНОМИЧЕСКАЯ ОЦЕНКА ИСТОЧНИКОВ ФОРМИРОВАНИЯ ИНВЕСТИЦИОННЫХ РЕСУРСОВ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРЕДПРИЯТИЙ

Стабильное развитие отечественной металлургии невозможно без реализации инвестиционных проектов, что обусловлено рядом факторов. Для России актуален вопрос износа оборудования в металлургическом комплексе. Доля морально устаревшего оборудования составляет около 42,5 %. Доля оборудования, использующегося более 20 лет, составляет 80 %. Обновление требуется для поддержания и увеличения объемов выпуска, повышения качества продукции, соблюдения возрастающих экологических требований к производству и повышения конкурентоспособности на рынке. Вторым фактором является макроэкономическая ситуация в мире. Объемы выпуска металлургической продукции и ее стоимость напрямую зависят от мирового ВВП. Согласно статистике World steel association, объем производства стали с 2000 по 2009 г. увеличился на 45 % даже с учетом мирового финансового кризиса 2008 г. [1]. Средний фактический объем инвестиций в российскую металлургию с 2004 по 2008 г. составлял 6 млрд долл. США в год, и по прогнозам министерства промышленности и торговли этот показатель не будет снижаться и достигнет 7 млрд долл. США в год к 2020 г. [2].

Традиционно для реализации инвестиционных проектов используются средства амортизационных фондов предприятий и прибыль. В то же время доля кредитов и займов в суммарной задолженности предприятий по производству чугуна, стали и ферросплавов достаточно велика и имеет тенденцию к росту [3]:

| Годы | % |
|------|------|
| 2005 | 62,6 |
| 2006 | 62,9 |
| 2007 | 63,4 |
| 2008 | 69,5 |
| 2009 | 75,0 |
| 2010 | 78,9 |
| 2011 | 74,0 |

Это значит, что предприятиям приходится рассматривать различные инструменты привлечения средств. В первую очередь к ним относятся выход на IPO, выпуск облигаций и кредитные средства.

Различные источники формирования инвестиционных ресурсов характеризуются разными уровнями затрат на привлечение и обслуживание средств.

По данным ММВБ затраты на проведение IPO составляют 3 – 8 %, причем в России они значительно ниже, чем на западных площадках [4]. В то же время независимые эксперты называют большую стоимость выхода на IPO – от 10 до 20 % [5]. Эти затраты включают в себя стоимость услуг андеррайтера, юридического консультанта, аудитора, затраты на создание отдела для подготовки обязательной отчетности для публичной компании, расходы на раскрытие информации перед публичными инвесторами, налоговые потери в результате создания прозрачной финансовой модели, затраты на внедрение корпоративной информационно-аналитической системы, на реорганизацию и совершенствование процедур корпоративного управления, на создание комитетов по компенсациям и вознаграждениям, по внутреннему контролю, служб стратегического планирования и связям с инвесторами.

Выпуск облигаций содержит ряд привлекательных черт для компании-эмитента: посредством их размещения хозяйственная организация может мобилизовать дополнительные ресурсы без угрозы вмешательства их держателей-кредиторов в управление финансово-хозяйственной деятельностью заемщика.

Затраты на выпуск облигаций включают в себя стоимость услуг андеррайтера, финансового консультанта, платежного агента, налог на операции с ценными бумагами, вознаграждение депозитария, биржи и прочие расходы.

Средняя ставка купона зависит как от общеэкономической ситуации, в частности от инфляции, так и от стабильности эмитента. Чем выше надежность эмитента, тем меньше риск для инвестора при покупке ценных бумаг. Средняя ставка купона для надежных металлургических российских предприятий составляет порядка 8 – 9 %. Например, для трехлетних облигаций ОАО «Новолипецкий металлургический комбинат», выпущенных в декабре 2011 г., ставка составляет 8,75 %.

Необходимо отметить, что привлечение средств на фондовых биржах целесообразно только при больших суммах. Так, например, выпуск корпоративных обли-

гаций выгоден для привлечения средств в размере от 60 млн руб., а выпуск еврооблигаций – при суммах от 50 млн долл. США. Целесообразность выхода на IPO наступает при необходимости привлечь еще большие средства. Это свидетельствует о том, что банковское кредитование априори является более распространенным и привычным [6]. Процентные ставки на данный момент составляют от 12 – 14 % для небольших банков до 11 – 13 % для крупных. Банковские средства привлекаются в среднем на два – три года.

Оценка стоимости различных источников формирования инвестиционных ресурсов была выполнена для инвестиционного проекта, в котором потребность в привлеченных средствах составляла 33 млрд руб. Расчеты выполнялись для условий выхода на фондовый рынок крупного металлургического предприятия. Дисконтированные затраты на привлечение и обслуживание средств были рассчитаны при двух ставках: 15 и 30 %.

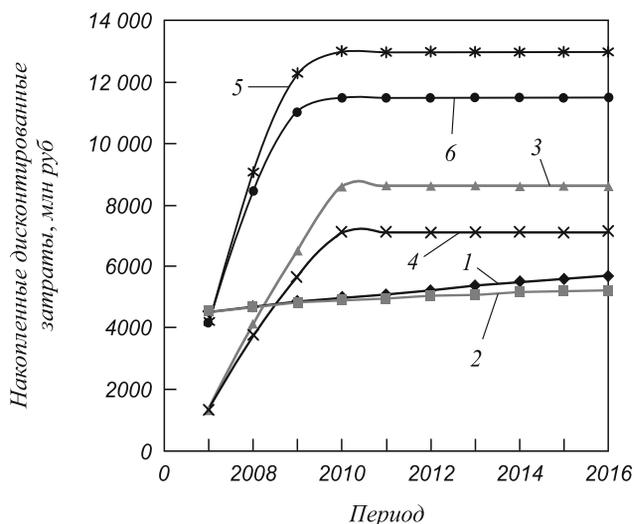
На рисунке представлены результаты расчетов, разница в суммарной дисконтированной стоимости привлечения и обслуживания средств при различных ставках составляет 10 – 20 %.

Стоимость привлечения 1 руб. средств для рассматриваемого проекта при принятых ставках дисконтирования в 15 и 30 % составит соответственно руб./руб.:

- при выпуске акций – 0,169 и 0,155;
- при выпуске облигаций – 0,256 и 0,212;
- при получении банковского кредита – 0,386 и 0,342.

По результатам проведенных расчетов можно сделать заключение, что для крупного металлургического предприятия наиболее выгодным является выпуск акций. При этом стоимость привлечения зависит от объемов требуемых средств, а стоимость обслуживания привлеченных средств зависит только от общих финансовых результатов предприятия в целом.

Среди долговых инструментов облигации выглядят намного привлекательнее банковских кредитов и при определенных условиях стоимость заемных средств, привлеченных при их помощи, приближается к стоимости выпуска акций. При этом стоимость обслуживания облигационного займа зависит от состояния фондовых рынков, а не от финансовых показателей компании. Поэтому стоимость обслуживания может увеличиваться или уменьшаться вслед за общемировыми тенденциями изменения характеристик ценных бумаг. При этом у компании эмитента есть возможность управления стоимостью привлеченных средств путем изменения купонных ставок и досрочного выкупа облигаций.



Накопленные дисконтированные затраты на привлечение и обслуживание средств: ИПО 15 (1) и 30 % (2); облигации 15 (3) и 30 % (4); кредит 15 (5) и 30 % (6)

Выводы. При выборе инструментов инвестирования целесообразно рассчитывать суммарные дисконтированные затраты на привлечение и обслуживание средств, а также удельную (руб./руб.) стоимость привлечения средств. Выполненные в данной работе расчеты указанных показателей свидетельствуют о преимуществах инструментов фондового рынка.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Статистическая отчетность некоммерческой исследовательской организации //World steel associat. World steel association: официальный сайт. <http://worldsteel.org> (дата обращения 28.04.2012).
2. Стратегия развития металлургической промышленности на период до 2020 г. // Министерство промышленности и торговли России: официальный сайт. <http://minprom.gov.ru> (дата обращения: 17.05.2012).
3. Федеральная служба государственной статистики. Центральная база статистических данных. Основные показатели отдельных отраслей экономики. <http://www.gks.ru/dbscripts/Cbsd/DBInet.cgi#1>.
4. Московская международная фондовая биржа: официальный сайт. <http://www.micex.ru> (дата обращения: 17.03.2012).
5. Д а н и л о в Ю.А. Российские IPO: цели, особенности, эффективность, перспективы// Фондовая биржа «ММВБ»: официальный сайт. <http://www.micex.ru> (дата обращения 20.03.2012).
6. Б а л д и н К.В., Б ы с т р о в О.Ф., С о к о л о в М.М. Инвестиции. Системный анализ и управление. – М.: Дашков и К, 2007. – 288 с.

© 2012 г. И.А. Ларионова, Б.М. Стерлигов, А.В. Золкина
 Поступила 23 сентября 2012 г.

Е.О. Скосарь, В.А. Шилов

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

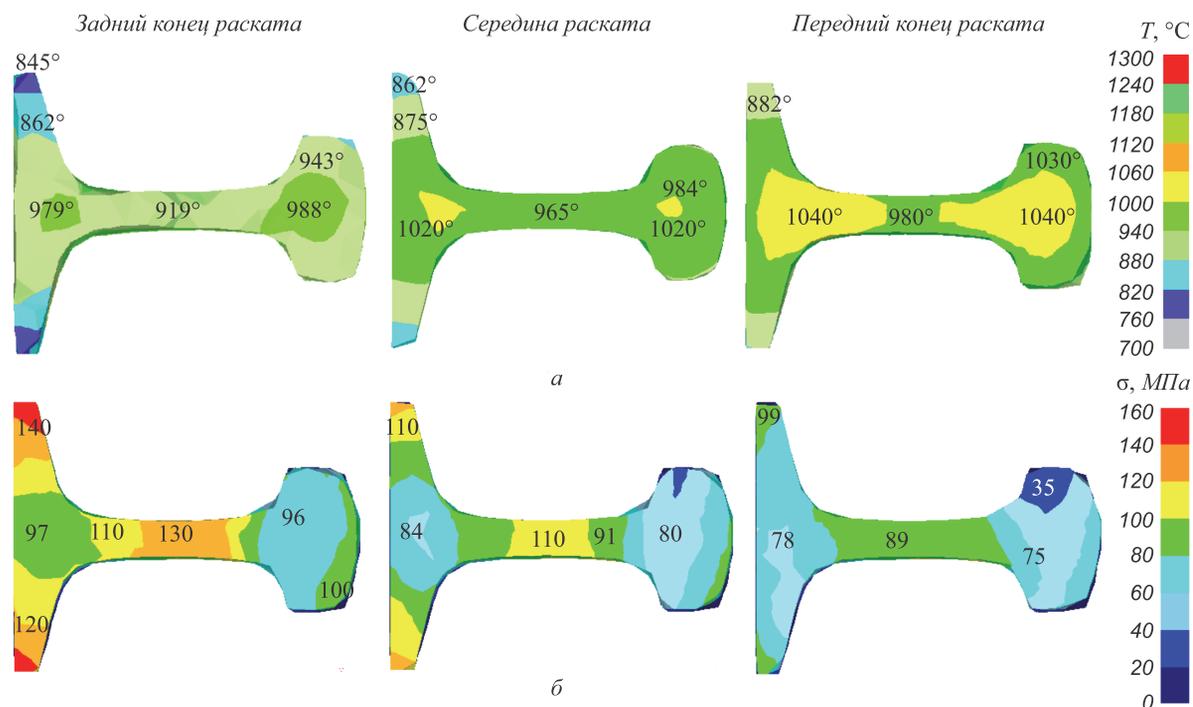
ТЕМПЕРАТУРНОЕ И НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ МЕТАЛЛА ПРИ ПРОКАТКЕ ДЛИННОМЕРНЫХ РЕЛЬСОВ

Для высокоскоростных железнодорожных магистралей в настоящее время требуются рельсы длиной 100 – 150 м, в то время как отечественные рельсопрокатные станы Нижнетагильского и Новокузнецкого металлургических комбинатов производят рельсы длиной не более 25 м [1]. За рубежом длинномерные рельсы прокатывают на современных типовых рельсобалочных станах, снабженных непрерывно-реверсивными группами универсальных четырехвалковых и вспомогательных двухвалковых клетей [1, 2]. Первый такой стан в России сооружается в настоящее время на Челябинском металлургическом комбинате.

Согласно техническим требованиям (ГОСТ 51685-2000, Евроноормы EN 13674-1-2003, стандарт США AREMA-2003 и др.) длинномерные рельсы должны иметь высокую прямолинейность, высокую и стабильную точность размеров и равномерные механические свойства по длине рельса. Указанные качества существенно зависят от распределения температуры в поперечных сечениях и по длине раската в чистовом

проходе. Для выявления такой зависимости провели моделирование методом конечных элементов с использованием программного комплекса DEFORM-3D [3] температурного и напряженно-деформированного состояния металла в поперечных сечениях раската при прокатке рельса Р65 на современном универсальном рельсобалочном стане (схема расположения оборудования и калибровка валков стана приведены в работе [4]).

На рисунке представлены расчетные эпюры температурных полей (*а*) и интенсивности главных нормальных напряжений (*б*) в характерных поперечных сечениях (переднем, среднем и заднем) чистового раската длиной 102 м. Как видно, распределение температуры существенно неравномерно как в каждом поперечном сечении, так и по длине раската: разница температуры между передним и задним концом полосы достигает 61 – 64 °С, а между отдельными элементами профиля в поперечном сечении составляет 57 – 158 °С. Это вызывает соответствующую неравномерность напряжений (см. рисунок, *б*), причем результирующие (экви-



Температурные поля (*а*) и эпюры интенсивности напряжений (*б*) в характерных поперечных сечениях чистового раската рельса Р65

валентные) напряжения в переднем и заднем конце раската получаются различными как по величине, так и по направлению, вследствие чего возникает вероятность продольного скручивания раската, особенно при последующем охлаждении в закалочном устройстве. Во избежание такого скручивания рельса целесообразно применять дифференцированное охлаждение раската водо-воздушным способом с подачей охлаждающей среды соответственно температуре каждого элемента профиля.

Полученные результаты моделирования рекомендуются учитывать при освоении нового универсального рельсобалочного стана.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Современные технологии производства транспортного металла // Третья Международная конференция «ТРАНСМЕТ – 2007». – Екатеринбург: ОАО «НТМК», УГТУ-УПИ, 2008. – 204 с.
2. Матвеев В.Н. Черная металлургия. Бюл. ин-та Черметинформация. 2006. № 2. С. 40 – 43.
3. Паршин В.С., Карамышев А.П., Некрасов И.И. и др. Практическое руководство к программному комплексу DEFORM-3D. – Екатеринбург: УрФУ, 2010. – 265 с.
4. Смирнов В.К., Шилов В.А., Инатович Ю.В. Калибровка прокатных валков. – М.: Теплотехник, 2010. – 490 с.

© 2012 г. *Е.О. Скосарь, В.А. Шилов*
Поступила 8 сентября 2012 г.

**ПО МАТЕРИАЛАМ МЕЖДУНАРОДНОЙ
НАУЧНО-ПРАКТИЧЕСКОЙ КОНФЕРЕНЦИИ
«ТЕОРИЯ И ПРАКТИКА ТЕПЛОВЫХ ПРОЦЕССОВ В МЕТАЛЛУРГИИ»**

Н.А. Спирин

С 18.09.2012 г. по 21.09.2012 г. в Екатеринбурге состоялась Международная научно-практическая конференция «Теория и практика тепловых процессов в металлургии», организованная кафедрой «Теплофизика и информатика в металлургии» Института материаловедения и металлургии ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина».

Партнеры конференции:

- Правительство Свердловской области;
- ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина» (УрФУ);
- ООО «УГМК-Холдинг»;
- Академия инженерных наук им. А.М. Прохорова;
- ОАО «Научно-исследовательский институт металлургической теплотехники» (ВНИИМТ);
- Институт металлургии УрО РАН;
- Ассоциация «РОСТЕПЛОСТРОЙМОНТАЖ»;
- ОАО «УРАЛЭНЕРГОЧЕРМЕТ»;
- ЗАО «Уральская компания «СОЮЗТЕПЛОСТРОЙ»;
- ООО НПК «УРАЛТЕРМОКОМПЛЕКС»;
- ЗАО «КАЛУГИН»;
- ОАО «ВОЛГАТЕРМ»;
- ЗАО ТД «Уралтрубосталь».

В конференции приняли участие 156 ученых и специалистов 48 учебных, научно-исследовательских и проектных институтов, промышленных предприятий и фирм, представляющих все ведущие научные школы в области металлургической теплотехники России, стран СНГ, Канады. Среди них 8 заслуженных деятелей науки и техники РФ, 43 доктора технических наук, 49 профессоров.

Оргкомитет после рецензирования представил к участию в конференции и опубликованию 82 доклада. Сборник трудов конференции составляет 29 п.л. (452 стр.).

Среди участников конференции и авторов докладов известные ученые и специалисты представляли: научные коллективы УрФУ (г. Екатеринбург); ФГАОУ ВПО «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС» – НИТУ «МИСиС» (г. Москва); ОАО «Научно-исследовательский институт металлургической теплотехники» – ВНИИМТ (г. Екатеринбург); Института металлургии УрО РАН (г. Екатеринбург); ОАО «УРАЛЭНЕГОЧЕРМЕТ» (г. Екатеринбург);

ФГБОУ ВПО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И.Носова» – МГТУ (г. Магнитогорск); ФГБОУ ВПО «Санкт-Петербургский государственный политехнический университет» – СПбГПУ (г. Санкт-Петербург);); ФГБОУ ВПО «Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева» – НГТУ (г. Нижний Новгород); Института черной металлургии Национальной Академии наук Украины – ИЧМ НАНУ (г. Днепропетровск, Украина); Национальной металлургической академии Украины – НМетАУ (г. Днепропетровск, Украина); ФГБОУ ВПО «Пермский национальный исследовательский политехнический университет» – ПНИТУ (г. Пермь); ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет» – СибГИУ (г. Новокузнецк); ФГБОУ ВПО «Ивановский государственный энергетический университет им. В.И. Ленина» – ИГЭУ (г. Иваново); ЗАО «КАЛУГИН» (г. Екатеринбург); ФГБОУ ВПО «Южно-Уральский государственный университет (национальный исследовательский университет) – ЮУрГУ (г. Челябинск); фирмы «НАТСН» (г. Онтарио, Канада); ГОУ ВПО «Череповецкий государственный университет» – ЧГУ (г. Череповец); Донецкого национального технического университета (г. Донецк, Украина); Днепродзержинского государственного технического университета (г. Днепродзержинск, Украина); НПВП «ТОРЭКС» (г. Екатеринбург) и др.

В конференции приняли участие ведущие специалисты крупнейших металлургических предприятий, таких как ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат», ОАО «Нижнетагильский металлургический комбинат», ОАО «Уралмаш», ЗАО «Объединенная металлургическая компания», ОАО «Уралэлектромедь», ОАО «Уралвагонзавод», ОАО «Выксунский металлургический завод – ВМЗ», Верхнесалдинское металлургическое производственное объединение, ОАО «Синарский металлургический завод», ОАО «Северский металлургический завод», ОАО «Каменск-Уральский металлургический завод», ОАО «Металлургический завод им. А.К. Серова», ОАО «Завод «Красное Сорново» (г. Нижний Новгород) и др.

На конференции и в ее материалах рассмотрены современные фундаментальные и прикладные проблемы по следующим основным направлениям в области металлургической теплотехники:

- теплообмен в слоевых печах и установках;
- проблемы теплотехники и экологии металлургического производства;

- управление тепловыми режимами технологических агрегатов и информационные технологии в металлургии.

Участники конференции тепло поздравили заслуженного деятеля науки и техники РФ, лауреата премии Правительства России, Почетного профессора УГТУ-УПИ, Почетного члена Академии инженерных наук им. А.М. Прохорова, профессора кафедры «Теплофизика и информатика в металлургии» УрФУ, доктора технических наук **Ю.Г. Ярошенко** с 85-летием. Профессор Ю.Г. Ярошенко – признанный лидер Уральской научной школы металлургов-теплотехников, созданной его учителем проф. Б.И. Китаевым. Он известен в научных кругах России и за рубежом благодаря плодотворной деятельности в области теплофизики и экологии металлургических технологий. Ю.Г. Ярошенко опубликовал более 700 научных работ, в том числе 24 монографии, 14 учебников и 15 учебных пособий, 36 авторских свидетельств и патентов. Пятьдесят девять научных докладов представлены на 37 международных конгрессах и конференциях. Учениками Ю.Г. Ярошенко – преподавателями вузов, сотрудниками НИИ, работниками предприятий Урала и Сибири, защищены 46 кандидатских и 9 докторских диссертаций.

На пленарном заседании было представлено 20 докладов. С обобщающими докладами выступили представители различных ведущих научных школ. Развитию научной школы кафедры «Теплофизика и информатика в металлургии» посвящен доклад **Спирина Н.А. и Ярошенко Ю.Г.** (УрФУ).

Обобщение исследований по разработке новых технологий и теплотехнических агрегатов, обеспечивающих снижение энергозатрат и улучшение экологии в металлургии отражено в докладе **Зайнуллина Л.А., Дружинина Г.М., Грезнева В.Г.** (ВНИИМТ). Реализация новых альтернативных технологий производства чугуна и стали в мире отражена в докладе **Гордона Я.М.** (фирма «НАТСН», Канада). Принципы конструирования и новые конструкции печей для производства высокочистых углеродных материалов представлены в докладе Губинского М.В. и др. (НМетАУ, Украина). Эволюция доменных воздухонагревателей от конструкции с внутренней камерой горения до современных бесшахтных воздухонагревателей рассмотрена в докладе **Калугина Я.П. и Прокофьева Б.Н.** (ЗАО «Калугин»). Благодаря своим преимуществам бесшахтный воздухонагреватель получил широкое распространение в мире и в настоящее время в эксплуатации находится более 100 аппаратов этого типа. Новому поколению блока доменных воздухонагревателей посвящен доклад **Греса Л.П., Ерёмкина А.О., Карпенко С.А.** (НМетАУ, Украина). Высоким технологиям в управлении и совершенствовании высокотемпературных процессов (плазма, акустика, индукторы) посвящен доклад **Лисиенко В.Г.** (УрФУ). Новые методы исследований высокотемпературных процессов и определение тепловых потоков на

поверхностях теплообмена с использованием градиентной теплотометрии представлены в докладе **Сапожникова С.З., Митякова В.Ю., Митякова А.В.** (СПбГПУ). Ряд докладов был посвящен математическому моделированию высокотемпературных процессов. Результаты математического моделирования цилиндрических заготовок из сталей разных марок по одноступенчатому режиму отражены в докладе **Курносова В.В., Левицкого И.А., Прибыткова И.А.** (МИСиС). Расчетно-аналитическому исследованию существующих и перспективных режимов доменной плавки посвящен доклад **Товаровского И.Г. и Меркулова А.Е.** (ИЧМ НАН Украины). Опыт применения численных методов математического моделирования при разработке современных конструкций промышленных печей и их элементов отражен в докладе **Ерёмкина А.О., Сибирь А.В.** (НМетАУ, Украина). Математическому моделированию теплофизических явлений при производстве губчатого титана посвящен доклад **Цаплина А.И., Нечаева В.Н.** (ПНИТУ). С использованием математического моделирования **Ячиковым И.М., Портновой И.В.** (МГТУ) проведена оценка электровихревого и кондукционного воздействий на расплав в ванне дуговой электрической печи постоянного тока. Анализ возможности использования холодной воды в качестве закалочной среды методом математического моделирования посвящен доклад **Самойловича Ю.А.** (ВНИИМТ). Обобщению многолетних исследований в области движения материалов и газов в доменных печах, особенно в нижней ее части (распаре, заплечиках, горне), новым представлениям об этих явлениях посвящен доклад **Дружкова В.Г.** (МГТУ).

Теории тепломассообмена в слоевых печах и установках посвящен комплекс докладов. Целый ряд докладов посвящен подготовке железорудного сырья к плавке. Они касаются комплекса вопросов, связанных с разработкой новых конструкций агрегатов, выбором их режимных и конструктивных параметров, математическим моделированием процессов тепломассообмена и др. Среди них серия докладов сотрудников НПВП «ТОРЭКС» **Абзалова В.М., Брагина В.В., Боквицкова Б.А., Горбачева В.А., Клейна В.И., Евстюгина С.Н., Малкина В.М.** и др. «Особенности тепломассообмена в слое железорудных окатышей на конвейерной машине», «Принципы расчета тепловых схем обжиговых конвейерных машин», «Особенности процесса формирования зон в слое аглошихты», «Принципы повышения эффективности десульфурации при обжиге железорудных окатышей», «Методика оценки предельных напряжений в агломерате и его барабанной пробы», «Особенности развития реакционных поверхностей при восстановлении окатышей из гематитового концентрата с твердым топливом», «Сравнительный анализ эффективности использования полимерных связующих при производстве окатышей» и др.

Вторая серия докладов была посвящена анализу теплофизических явлений в доменных и других шахтных печах. Так, в докладе **Загайнова С.А., Филатова С.В.** и их коллег на основе изучения математической модели нижней ступени теплообмена доменной печи проанализировано влияние гранулометрического состава кокса, состава и основности шлака на распределение температур газа, кокса, чугуна и шлака в этой зоне печи. В итоге указаны пути повышения производительности печей. В докладе **Бородулина А.В.** с коллегами на основе построения энергетических характеристик доменных печей с применением теплоэнергетической модели доменной печи **Семикина И.Д.** исследовано и проанализировано использование энергии в доменных печах с целью определения энерготехнологических мероприятий повышения их ТЭП. **Майорова Т.В.** и **Сибатуллин Т.В.** посвятили свой доклад использованию энергии в форме работы при организации доменного процесса. Ими показано, что увеличение энергии дутья в форме работы путем повышения давления и объема дутья, а также более полного использования потенциальной энергии на совершение работы в пространстве доменной печи уменьшает потребление энергии в форме тепла, что сопровождается снижением удельного расхода кокса. Оценку влияния физико-химических свойств железорудной части шихты на эффективность доменной плавки **Витькина Г.Ю., Дмитриев А.Н.** и **Чесноков Ю.А.** осуществили, используя двумерную математическую модель доменного процесса. Ими выполнен анализ влияния температур размягчения и плавления железорудного сырья на местоположение и форму зоны когезии с учетом степени восстановления железа в объеме печи. **Харченко А.С., Сибатуллин С.К.** с коллегами оценили влияние последовательности набора компонентов шихты в бункер агломерата компактного бесконусного загрузочного устройства на равномерность поступления шихтовых материалов в колошниковое пространство печи. Газодинамический режим в свободной от шихтовых материалов области колошника доменной печи изучали **Корнилов Б.В., Лычагин Н.Н.** и **Чайка А.Л.** Ими установлено, что за счет уменьшения потерь давления и температурно-тепловых нагрузок на загрузочное оборудование с учетом параметров распределения газового потока в печи, количества газов, идущих на охлаждение БЗУ, геометрии и условий зарастания гарнисажем колошника может быть обеспечено увеличение сроков эксплуатации загрузочного оборудования и получена экономия энергетических ресурсов. Коллектив авторов – **Дружков В.Г., Прохоров И.Е.** с коллегами не только определили рациональное расстояние поверхности раздела «газ – шлак» в горне ниже фурменных очагов, но и уточнили очертания верхней и нижней поверхностей коксовой насадки в горне и заплечиках доменных печей. В докладе **Мишина И.В., Курбатова Ю.Л.** и **Ярошевского С.Л.** представлена разрабо-

танная ими методика определения количества тепла, затрачиваемого на излучение, степени черноты в фурменной зоне и уровня перегрева продуктов плавки при прохождении через зону фурм, которая обеспечивает расчет конечной температуры продуктов плавки на выпуске. Расчетами установлено, что наибольшая степень черноты, а, следовательно, и наибольшее количество тепла, передаваемого в виде излучения, а также наибольший перегрев продуктов плавки при прохождении через фурменную зону достигается при вдувании пылеугольного топлива, а наименьшие значения этих параметров – при вдувании природного газа и работе доменной печи на коксе без дополнительных видов топлива.

Поволоцкий В.Ю. и **Боковиков Б.А.** с сотрудниками описали кинетико-динамическую модель шахтной печи для получения губчатого железа. Модель реализована в виде компьютерного комплекса программ, который может быть использован как инструмент технолога для прогнозирования и управления процессом прямого получения железа. Широкие возможности модели позволяют весьма детально анализировать процесс металлизации окатышей с целью прогноза и управления режимом работы шахтной печи. В докладе **Матюхина В.И.** и **Ярошенко Ю.Г.** рассмотрены проблемы совершенствования тепловой работы слоевых печей и установок с плотным слоем. Улучшения показателей печей по производительности и удельным расходам топлива можно достичь за счет подогрева воздушного дутья, обогащения его кислородом, подачи в фурменную зону природного газа или продуктов его горения. Подобные эффекты достигаются и при использовании акустического поля для интенсификации процессов горения топлива. Более того, при этом значительно снижается вынос пыли. В слоевых установках с плотным слоем, например, конвейерных машинах для спекания или обжига железорудного сырья технико-экономические показатели их тепловой работы и качество получаемых продуктов существенно улучшаются при использовании комбинированного топлива и энергии акустического поля, формируемого непосредственно в слое. Завершается серия докладом **Ильченко К.Д.**, в котором приведены сведения о теплофизических свойствах как шихтовых материалов доменного процесса – руды, кокса, окатышей, известняков, так и продуктов доменной плавки: колошниковой пыли, гарнисажа, шлака. Интегральная эмиссия диоксида углерода в полном цикле процесса прямого легирования стали ванадием (ЛП-В) и ее сравнение с другими сталеплавильными схемами проведено в докладе **Чеснокова Ю.Н., Лисиенко В.Г.** и **Лаптевой А.В.** В процессе ЛП, в котором перерабатываются ванадийсодержащие железорудные окатыши и осуществляется прямое легирование стали ванадием, эмиссия диоксида углерода примерно соответствует процессам «доменная печь – ЭДП» и существенно ниже, чем в процессах «ХИЛ-3 – ЭДП», а также и в про-

цессе Corex. При этом следует учесть, что в процессе ЛП в ЭДП выплавляется высоколегированная ванадием сталь.

Комплекс докладов посвящен конструкциям и тепловой работе промышленных печей.

Результаты разработки новой технологии и устройства для термоупрочнения рельсовых накладок представлены в докладе **Липунова Ю.И., Эйсмонта К.Ю.** и др. (ВНИИМТ), исследований тепловой работы щелевых нагревательных печей в докладе **Иванова Д.А., Сеничкина Б.К., Коноплёва А.Д.** (МГТУ). Группой авторов **Казяев М.Д., Казяев Д.М., Вохмяков А.М., Киселев Е.В., Спитченко Д.И.** (УрФУ) представлены работы по совершенствованию конструкций нагревательных печей на основе комплексного внедрения современных огнеупорных волокнистых материалов, скоростных рекуперативных горелок и систем автоматического управления тепловыми режимами. Влияние различных факторов на качество жидкой меди при производстве медной катанки отражено в докладе **Пороха О.В. и Воронова Г.В.** (УрФУ). Важнейшей проблеме экологии при тепловой обработке формованных теплоизоляционных материалов посвящен доклад **Матюхина В.И., Матюхиной А.В., Советкина В.В.** (УрФУ). Снижение энергозатрат и улучшение экологии в металлургии на основе проблемы отопления радиационных труб для печей с защитной атмосферой рассмотрено в докладе **Голодновой А.И.** (УрФУ).

Ряд докладов конференции посвящен разработке и внедрению современных информационно-моделирующих систем отдельных агрегатов, их комплексов, а также проблемам интеграции информационных систем.

Опыт разработки, реализации и эксплуатации автоматизированной информационной системы АСУ ТП доменной плавкой на ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат» отражен в докладе **Рыболовлева В.Ю., Краснобаева А.В.** и др. Внедрение системы в эксплуатацию привело к повышению эффективности управления на крупнейшем доменном цехе металлургического предприятия России – ОАО «ММК». Путям повышения эффективности АСУ ТП доменной печи посвятил свой доклад **Довгалюк Б.П.** (ДГТУ, Украина). Информационно-моделирующая система расчета оптимального состава доменной шихты приведена в докладе **Лаврова В.В., Спирина Н.А.** и др. (УрФУ). Оптимизация теплового и газового режимов работы литейного желоба комплекса печи ASARCO ЗАО «СП КАТУР-ИНВЕСТ» рассмотрена в работе **Алексеева А.Н., Фатхутдинова А.Р.** (Ура-

энегочермет). Разработке и исследованию автоматизированной экспертной системы контроля качества рельсов посвящен доклад **Трофимова В.Б.** (СибГИУ); организации обратной связи в АСУ производством непрерывнолитых заготовок с использованием нечетких деревьев принятия решений – доклад **Мацко И.И.**; оценке характеристик архитектур искусственных нейронных сетей для моделирования процесса нагрева стальной полосы на агрегате непрерывного горячего цинкования – доклад **Головко Н.А.**; многоуровневой обучающей автоматизированной системе, построенной на основе низкотемпературной физической модели нового металлургического процесса – доклад **Падалко А.Г., Оленникова А.А., Нурмухаметова В.Н., Беловенцева Д.А.** (СибГИУ); модернизации системы автоматики отопления термической печи для повышения качества термической обработки нержавеющей сталей переходного класса – доклад **Васильева В.А., Смолькова А.Н., Малова В.С.** (НГТУ, ООО «Кромсервис», ОАО «Завод «Красное Сормово»).

Участники конференции совершили экскурсию на ОАО «Первоуральский новотрубный завод» (ПНТЗ), где ознакомились с передовыми металлургическими технологиями и современным оборудованием завода. Свыше 30 человек посетили новые цеха предприятия – электросталеплавильный комплекс («Железный озон 32») с мощностью выпуска трубных заготовок 950 тыс. т в год, а также финишный центр, производящий трубы нефтяного сортамента и нефтегазопроводные трубы с повышенными эксплуатационными характеристиками производительностью 115 тыс. т в год. На предприятии реализуется корпоративная программа по подготовке кадров для металлургической промышленности, в 2011 г. на базе ПНТЗ запущен в эксплуатацию высокотехнологичный учебно-образовательный центр, оснащенный инновационным оборудованием и технологиями последнего поколения – проект, получивший название «Будущее белой металлургии».

В заключение конференции состоялся продуктивный обмен мнениями по актуальным проблемам теории и практики современной металлургической теплотехники. Оценивая итоги научной и практической части, его участники определили круг проблем, решение которых способно обеспечить достижение стратегической цели развития металлургии – преобразование ее в динамично развивающуюся, высокотехнологичную, эффективную и конкурентно способную отрасль, интегрированную в мировую металлургию в рамках международного разделения труда.

К 80-ЛЕТИЮ ВАЛЕНТИНА ПАВЛОВИЧА ЛУЗГИНА



23 ноября 2012 г. исполнилось 80 лет профессору кафедры металлургии стали и ферросплавов Национального исследовательского технологического университета «МИСиС» Валентину Павловичу Лузгину. Вся его научная и педагогическая деятельность связана с МИСиС. После окончания института в 1956 г. В.П. Лузгин работал младшим научным сотрудником кафедры металлургии стали. В 1963 г. защитил кандидатскую диссертацию, посвященную разработке нового метода измерения активности кислорода в металлических и шлаковых расплавах с использованием высокотемпературных гальванических элементов. В 1975 г. защитил докторскую диссертацию на тему «Газы в стали и качество металла, выплавленного современными сталеплавильными процессами».

Профессор В.П. Лузгин читал лекции студентам по курсам «Теория и технология сталеплавильных процессов» и «Внепечная обработка стали», им было подготовлено и издано семь учебных пособий (самостоятельно и в соавторстве).

В.П. Лузгин – крупный специалист в области сталеплавильных процессов, является одним из авторов нового научного направления, посвященного разработке, теоретическому обоснованию и развитию метода электрохимических измерений и созданию на этой

основе кислородных концентрационных элементов для исследования, контроля и управления высокотемпературными процессами и системами. За разработку и внедрение отечественных кислородных зондов для сталеплавильных технологий Валентину Павловичу Лузгину с соавторами была присуждена премия Совета Министров СССР.

Под научным руководством В.П. Лузгина силами сотрудников и аспирантов кафедры совместно с работникам предприятий – Череповецкого и Новолипецкого металлургических комбинатов в разные годы были выполнены научно-исследовательские работы, посвященные одному из основных научных направлений кафедры – исследованию поведения газов: кислорода, водорода и азота в процессах выплавки и непрерывной разливки и совершенствованию этих процессов.

В.П. Лузгиным опубликовано 180 научных трудов, получено 15 авторских свидетельств, под его руководством защищено 14 кандидатских диссертаций. Результаты научных исследований В.П. Лузгина обобщены в пяти монографиях.

С 1977 по 1980 г. В.П. Лузгин работал в Арабской Республике Египет советником ректора Эль-Таббинского металлургического института.

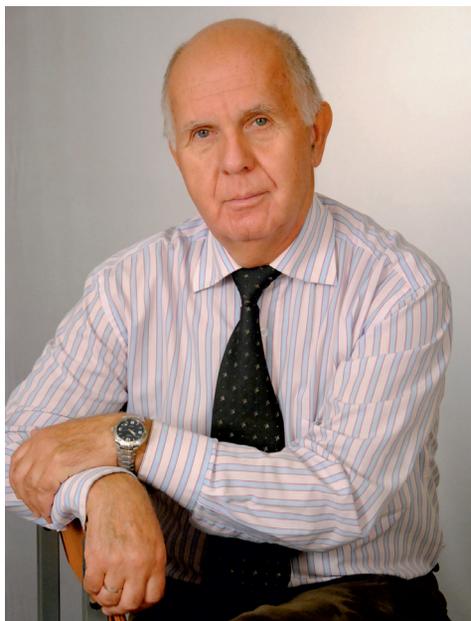
Валентин Павлович в период работы в МИСиС плодотворно трудился в должности декана ФПК, проректора по международным связям, в качестве декана факультета МЧМиС и заведующего кафедрой металлургии стали, много энергии и сил вложил в становление и развитие новых специальностей.

С 1996 по 2011 г. В.П. Лузгин входил в состав диссертационного совета по защите докторских и кандидатских диссертаций в области черной металлургии.

В последнее время Валентин Павлович активно работает над вопросами взаимосвязи энергоемкости металлургических процессов с объемом выброса CO и доказательством необходимости учета влияния энергетики на проблему «устойчивого развития».

В 1997 г. В.П. Лузгин был награжден нагрудным знаком «За отличные успехи в работе», в том же году ему было присвоено почетное звание «Заслуженный деятель науки РФ», является член-корреспондентом РАЕН.

К 65-ЛЕТИЮ ВИКТОРА ЕВГЕНЬЕВИЧА ГРОМОВА



26 ноября 2012 года исполняется 65 лет члену редакционной коллегии журнала Виктору Евгеньевичу Громову – известному в России и за рубежом металлофизику, Заслуженному деятелю науки РФ, Почетному металлургу РФ, члену Межгосударственного совета по физике прочности и пластичности материалов, члена Научного Совета РАН по физике конденсированных сред, доктору физико-математических наук, профессору, заведующему кафедрой физики Сибирского государственного индустриального университета. Виктор Евгеньевич Громов зарегистрирован в Федеральном реестре экспертов в научно-технической сфере Министерства образования и науки, он – член редколлегии четырех журналов из списка ВАК.

Как высококвалифицированный специалист широкого профиля Виктор Евгеньевич по праву занимает ведущее место среди ученых России в области материаловедения, физики прочности и пластичности сталей и сплавов. На протяжении долгой научной деятельности его учителями и соратниками являются известные российские ученые-материаловеды В.Е. Панин, Л.Б. Зуев, Э.В. Козлов, А.М. Глезер, Ю.Ф. Иванов.

Экспериментальные и теоретические исследования в области физики прочности и пластичности материа-

лов в условиях внешних энергетических воздействий (электрических полей и токов, плазменных и электронных пучков), выполненные за 35 лет В.Е. Громовым и его учениками, получили широкую известность и признание в научных кругах и привели к созданию нового научного направления. Результаты исследований нашли применение как в академических, отраслевых и учебных институтах при изучении природы формоизменения металлов и сплавов, так и на ряде предприятий металлургической промышленности и машиностроения при разработке соответствующих электротехнологий. Они внедрены со значительным экономическим эффектом на предприятиях Кузбасса.

За цикл работ по внедрению безкислотной технологии удаления окалины при производстве проволоки из малоуглеродистых и низколегированных сталей на предприятиях металлургической отрасли В.Е. Громов удостоен премии Правительства РФ в области науки и техники. В последние годы научная школа «Прочность и пластичность материалов в условиях внешних энергетических воздействий», возглавляемая проф. В.Е. Громовым, плодотворно работает в области наноструктурного материаловедения по грантам РФФИ и целевым программам Минобрнауки.

Виктор Евгеньевич воспитал плеяду талантливых научных сотрудников – 6 докторов и свыше 30 кандидатов наук, плодотворно работающих в высшей школе, на производстве, в бизнесе. Он автор более 2000 научных публикаций, в том числе 15 патентов и свыше 40 монографий.

В.Е. Громов – действительный член Международной академии энерго-информационных наук и Российской академии естественных наук. Его заслуги неоднократно отмечены наградами и грамотами администрации вуза и области.

Шестидесятипятилетний юбилей Виктор Евгеньевич встречает в расцвете творческих сил. Редакционная коллегия журнала, ученики и друзья сердечно поздравляют Виктора Евгеньевича с юбилеем и желают ему доброго здоровья, счастья и новых научных свершений.

Коллектив кафедры физики

СОДЕРЖАНИЕ

РАЦИОНАЛЬНОЕ ПРИРОДОПОЛЬЗОВАНИЕ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

| | |
|---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|---|
| Бодряга В.В., Кравец В.А., Недопекин Ф.В. Экспериментальное исследование параметров выбросов при сливе чугуна из миксера в ковш на МК «Азовсталь» | 3 |
|---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|---|

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

| | |
|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Малышева Т.Я., Павлов Р.М. Влияние минералогического состава связок на прочностные свойства агломератов различной основности | 6 |
| Курносов В.В., Шульц Л.А. Проблемы безокислительного необезуглероживающего высокотемпературного нагрева стали в топливных печах и возможные пути их решения | 10 |
| Ткачев А.С., Кожухов А.А., Меркер Э.Э. Оценка коэффициента использования тепла электрических дуг при использовании различных типов электродов на современных дуговых сталеплавильных печах | 14 |
| Ульянов В.А., Гуцин В.Н., Балан С.А. Влияние емкости модернизированных промежуточных ковшей на очищение расплава от примесных образований | 17 |
| Самойлович Ю.А. Формирование сжимающих напряжений в головке рельсов с целью повышения их эксплуатационной стойкости | 20 |

ИНЖИНИРИНГ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

| | |
|---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Романенко В.П., Фомин А.В., Комков Н.А., Илларионов Г.П., Севастьянов А.А. Влияние схемы деформационного воздействия на литой металл колесной стали | 28 |
| Романенко В.П., Сизов Д.В., Илларионов Г.П. Экспериментальные исследования геометрических параметров процесса прошивки особотолстенных гильз | 31 |
| Дубинин А.М., Тупоногов В.Г., Финк А.В. Повышение восстановительного потенциала атмосферы и энергоэффективности работы трубчатой печи | 34 |
| Романцев Б.А., Гончарук А.В., Алещенко А.С., Красильщиков М.В. Экспериментальное исследование результирующего скручивания металла при прошивке в двухвалковом стане винтовой прокатки | 38 |

| | |
|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Лялин В.М. Прогнозирование режима полугорячего выдавливания заготовок сортового проката, обеспечивающего качество деталей ответственного назначения | 40 |
| Смирнов А.Н., Шарадин К.Н., Лизун А.Ю. Моделирование элементов процесса нанесения гарнисажного покрытия на рабочий слой футеровки конвертера | 43 |

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НАНОТЕХНОЛОГИИ

| | |
|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Арабей А.Б., Фарбер В.М., Пышминцев И.Ю., Хотинев В.А., Селиванова О.В., Лежнин Н.В., Валов М.А. Влияние деформационного старения на вязкость сталей типа 05Г2ФБ, испытывавших контролируемую прокатку и ускоренное охлаждение | 49 |
|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|

ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И АВТОМАТИЗАЦИЯ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

| | |
|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Мацко И.И., Белявский А.Б., Логунова О.С. Организация обратной связи в системе управления производством непрерывно-литой заготовки электросталеплавильного цеха | 55 |
|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|

РЕСУРСОСБЕРЕЖЕНИЕ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

| | |
|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Ларионова И.А., Стерлигов Б.М., Золкина А.В. Экономическая оценка источников формирования инвестиционных ресурсов металлургических предприятий | 61 |
|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

| | |
|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Скосарь Е.О., Шилев В.А. Температурное и напряженно-деформированное состояние металла при прокатке длинномерных рельсов | 63 |
| Спирин Н.А. По материалам международной научно-практической конференции «Теория и практика тепловых процессов в металлургии» | 65 |
| К 80-летию Валентина Павловича Лузгина | 69 |
| К 65-летию Виктора Евгеньевича Громова | 70 |

CONTENS

FERROUS METALLURGY RATIONAL NATURE MANAGEMENT

| | |
|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|---|
| Bodrojaga V.V., Cravetz V.A., Nedopeckin F.V. Slopping parameter at pigiron sink from mixer into ladle experimental study conducted at integrated metallurgical plant "Azov steel" | 3 |
|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|---|

METALLURGICAL TECHNOLOGIES

| | |
|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Malisheva T.Ya., Pavlov R.M. Bundle mineral composition influence on different basicity agglomerates strength properties | 6 |
| Curnosov V.V., Shultz L.A. High temperature nonoxidizing nondecarburizing steel heating in combined fuel furnaces and possible ways for them to solve | 10 |
| Tkachev A.S., Cojukhov A.A., Mercker Ed.Ed. Electric arcs with different electrode types heat utilization factor estimation for modern arc furnaces | 14 |
| Ulyanov V.A., Gustchin V.N., Balan S.A. Modernized tundishes capacity influence on melt cleaning from impurities formations | 17 |
| Samoilovitch Yu.A. Contract stresses formation in rail head to improve its durability | 20 |

FERROUS METALLURGY ENGINEERING

| | |
|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Romanenko V.P., Fomin A.V., Comckov N.A., Illarionov G.P., Sevastianov A.A. Deformation action circuit design impact on wheel steel cast metal | 28 |
| Romanenko V.P., Sizov D.V., Illarionov G.P. Hollow billet punch piercing process geometry parameters experimental study | 31 |
| Dublin A.M., Tuponogov V.G., Fink A.V. Tunnel-type furnace work energy effectiveness and atmosphere reduction potential rise | 34 |
| Romantzev B.A., Goncharuck A.V., Alestchenko A.S., Crasiltzickov M.V. Metal resultant twisting at two-roll screw rolling piercing experimental study | 38 |

| | |
|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Lyalin V.M. Semises for finish die rerolling, providing critical part details quality, semi-hot extrusion regime forecast | 40 |
| Smirnov A.N., Sharandin K.N., Lisun A.Yu. BVF-converter refractory working layer skull protective wating process modeling | 43 |

MATERIAL SCIENCE AND NANOTECHNOLOGIES

| | |
|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Arabey A.B., Farber V.M., Pishmintzev I.Yu., Khotinov V.A., Selevanova O.V., Lejnin N.V., Valov M.A. Strain ageing influence on medium-manganese steels, experienced to controlled rolling and accelerated cooling, toughness | 49 |
|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|

FERROUS METALURGY INFORMATION TECHNOLOGIES AND AUTOMATIZATION

| | |
|---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Matzcko I.I., Bejksavskij A.B., Logunova O.S. Reverse tightly-coupled management information system for electric furnace shop continuously cast blanks production organization | 55 |
|---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|

FERROUS METALLURGY RESOURCES

| | |
|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Larionova I.A., Sterligov B.M., Zolckina A.V. Metallurgical enterprises investment resources springs formation economic estimation | 61 |
|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|

BRIEF COMMUNICATIONS

| | |
|---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Skosar E.O., Shilov V.A. Temperature condition and stress-strain state of metal and endless rail rolling | 63 |
| Spirin N.A. According to the materials of the international scientific conference "Theory and practice of thermal processes in metallurgy" | 65 |
| On the 80th anniversary of Valentin Pavlovich Luzgin | 69 |
| On the 65th anniversary of Viktor Evgen'evich Fromov | 70 |

Подписано в печать 30.11.2012. Формат 60×90 1/8. Бум. Офсетная № 1.
Печать цифровая. Усл. печ. л. 9,0. Заказ 3757.

Отпечатано в типографии Издательского Дома МИСиС.
119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4.
Тел./факс: (499) 236-76-17, 236-76-35