

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РФ

ИЗВЕСТИЯ

ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

4

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
Сибирским государственным индустриальным университетом

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

А.В. Сандуляк, А.А. Сандуляк, В.В. Самохин, Д.В. Еришов

Московский государственный технический университет МАМИ

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОЛИОПЕРАЦИОННОГО (ПРЕЦИЗИОННОГО) МАГНИТОКОНТРОЛЯ ФЕРРОФРАКЦИИ ФОРМОВОЧНЫХ СМЕСЕЙ

Одним из показателей качества и технологичности оборотных формовочных смесей литейного производства и их компонентов является массовая доля железо-содержащих включений (обладающих ферромагнитными свойствами брызг металла, фрагментов облоя, литниковых систем, продуктов износа оборудования и пр.). Для ее определения используются регламентированные ГОСТами 23409.2 – 78, 29234.7 – 91, 3594.14 – 93 методы, основанные на фотометрии с предшествующей реагентной обработкой пробы смеси, а для извлечения – магнитные сепараторы [1]. При этом представленные выше методы контроля ориентированы на получение результата в пересчете только на оксид железа (что не дает информации о магнитоактивной фракции) и, к тому же, пригодны лишь до определенного значения массовой доли таких включений.

В работах [2, 3] рассмотрен метод магнитоконтроля ферровклучений формовочной смеси. Он, хотя и предусматривает использование такого известного подхода, как многократный магнитофорез (со все более полной выборкой ферровклучений из анализируемой пробы и соответственно уменьшающейся их остаточной массой), но имеет принципиальную особенность.

Так, базируясь на нахождении зависимости операционных масс m извлекаемых ферровклучений [2 – 5] от порядкового номера n операции (цикла), этот метод обязывает находить функциональный вид получаемой ограниченной экспериментальной зависимости (для возможности ее последующей неограниченной экстраполяции и, как следствие, выполнения соответствующих расчетов истинной массы, включая объективно остаточную, и массовой доли ферровклучений [2 – 5]).

Пооперационное убывание массы m осадка ферро-частиц, извлекаемых из подвергаемой анализу пробы той или иной среды, наиболее часто подчиняется экспоненциальному закону [4, 5]: $m = a \exp(-kn)$, где a и k – эмпирические параметры. Нетрудно заметить, что эта дискретная зависимость представляет собой количественный ряд в виде убывающей геометрической прогрессии с первым членом $m_1 = a \exp(-k)$ и знаменателем $q = \exp(-k)$. Тогда становится возможным определение общей (и фактически извлеченной, и остаточной) массы ферровклучений в пробе анализируемой сре-

ды – как суммы величины $m_1, \dots, \infty$ бесконечного числа членов ($n \rightarrow \infty$) этой прогрессии [4, 5]:

$$m_{1, \dots, \infty} = \sum_{n=1}^{\infty} m_n = \frac{m_1}{1-q} = \frac{a}{\exp k - 1}. \quad (1)$$

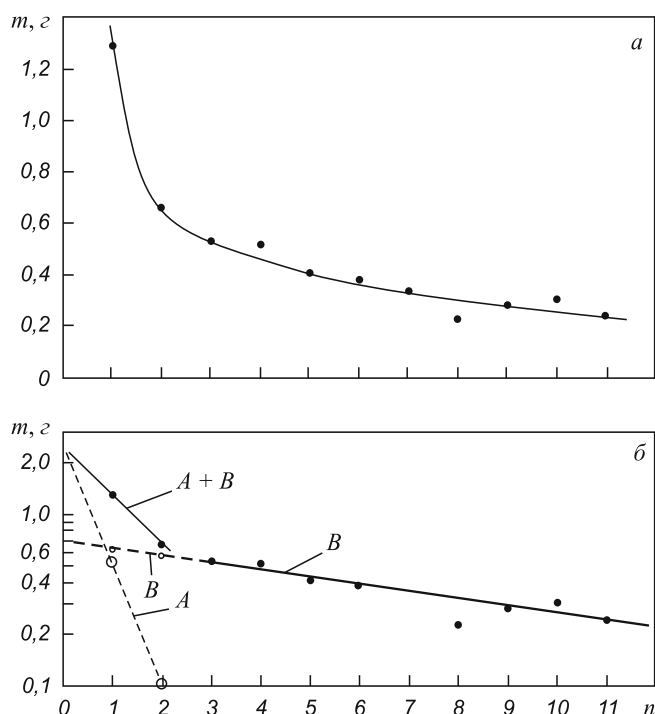
Для ограниченного числа n операций магнитофореза соответствующая масса $m_{1, \dots, n}$ ферровклучений находится как сумма ограниченного числа членов этой геометрической прогрессии [4, 5]:

$$m_{1, \dots, n} = \sum_{n=1}^n m_n = \frac{m_1 - m_1 q}{1-q} = \frac{a[1 - \exp(-kn)]}{\exp k - 1}. \quad (2)$$

Зависимость масс m_n экспериментально извлекаемых ферровклучений от числа n операций магнитофореза легко тестируется на соответствие или несоответствие экспоненте – в удобных для этого полулогарифмических координатах (по признаку линеаризации или нелинеаризации в этих координатах).

Что касается именно формовочной смеси, то, в отличие от других сред [4, 5], ее массово-операционная характеристика (см. позицию a рисунка), будучи представленной в полулогарифмических координатах (см. позицию b рисунка), не линеаризуется во всем принятом диапазоне n , но вместе с тем поддается кусочной линеаризации [2, 3]. А это указывает на целесообразность применения двухэкспоненциальной модели [2], одновременно свидетельствуя о наличии в формовочной смеси ферровклучений сравнительно широкого спектра крупности и магнитной восприимчивости, т.е. о наличии по меньшей мере двух подфракций ферровклучений [2, 6]. Первая (A) из них состоит из «легко извлекаемых» частиц: сравнительно крупных, обладающих улучшенными магнитными свойствами. Вторая (B) состоит из «трудно извлекаемых» частиц: высокодисперсных, обладающих ухудшенными магнитными свойствами.

Это значит, что в рассматриваемом случае необходимые расчетные зависимости могут быть получены на основании соответствующей физической модели, в основе которой принципы «автономного» магнитофоретического поведения каждой из подфракций и суперпозиции основных характеристик этих подфракций [2]. И если для каждой из подфракций (A или B)



Пооперационные значения масс осадка ферропримесей, полученных магнитофорезом из пробы формовочной смеси массой 40 г (а), и эти же значения в полулогарифмических координатах (б), выявляющих кусочно-линейный характер зависимости m от n и дающих возможность применения двухэкспоненциальной модели (для подфракций A и B)

справедливы индивидуальные характеристики экспоненциального убывания пооперационных масс ферровключений [2], т.е. $m_A = a_A \exp(-k_A n)$ и $m_B = a_B \exp(-k_B n)$, причем $m_A + m_B = m_n$, то подобно уравнению (1) выражения для общих масс ферровключений (каждой из подфракций) [2] имеют следующий вид:

$$(m_{1, \dots, \infty})_A = \frac{a_A}{\exp k_A - 1}; \quad (3)$$

$$(m_{1, \dots, \infty})_B = \frac{a_B}{\exp k_B - 1}, \quad (3a)$$

а общая масса извлекаемых ферровключений

$$m_{1, \dots, \infty} = (m_{1, \dots, \infty})_A + (m_{1, \dots, \infty})_B;$$

здесь a_A, a_B, k_A, k_B – эмпирические параметры для A - и B -подфракций.

В работе [2] показано, что получаемую пооперационную зависимость m от n (см. позицию б рисунка) можно графически разложить на составляющие (по A и B) зависимости (разумеется, с получением индивидуальных значений параметров a_A и a_B, k_A и k_B). При этом хвостовой участок исследуемой зависимости ($n \geq [n]$) после «точки излома» $n = [n]$ практически характеризует только фракцию B , т.е. при почти полном отсутствии фракции A (извлеченной до $n = [n]$). Принцип же разложения начального участка ($1 \leq n \leq [n]$) зависимости m от

n на составляющие (см. позицию б рисунка, штриховые линии A и B) следующий. Составляющая B здесь идентифицируется экстраполяцией полученного фактического участка B (сплошная линия) зависимости m от n в область малых значений n . Для идентификации составляющей A осуществляется простое вычитание соответствующих ординат фактического участка ($A + B$) зависимости m от n и экстраполированного участка B . При этом формальная экстраполяция идентифицированных (для подфракций A и B) зависимостей до $n \rightarrow 0$ непосредственно дает значения a_A и a_B , а значения k_A и k_B находятся обратным пересчетом.

Фактические значения параметров магнитоконтроля подфракций A и B ферровключений в изучаемой пробе формовочной смеси (см. рисунок) оказались следующими: $a_A = 2,6$ г и $a_B = 0,7$ г; $k_A = 1,63$ и $k_B = 0,094$; $(m_{1, \dots, \infty})_A = 0,63$ г и $(m_{1, \dots, \infty})_B = 7,1$ г. При значении же общей массы ферровключений $m_{1, \dots, \infty} = (m_{1, \dots, \infty})_A + (m_{1, \dots, \infty})_B = 0,63 + 7,1 = 7,73$ г значения долей этих подфракций, которые определяли как $\lambda_A = (m_{1, \dots, \infty})_A / m_{1, \dots, \infty} (\times 100 \%)$ и $\lambda_B = (1 - \lambda_A)$, составили 8,2 и 91,8 % соответственно.

Следует далее отметить, что наряду с таким моделированием полиоперационного магнитоконтроля «разносортной» феррофракции формовочной смеси, основанному на квазифракционировании ферровключений, может быть реализовано и полуформальное [2], наполовину феноменологическое моделирование. Поводом для этого является сам характер (кусочно-линейный) фактически получаемой зависимости m от n в полулогарифмических координатах (см. позицию б рисунка).

Так, масса осадка $m_{1, \dots, [n]}$ (совместно подфракций A и B при параметрах $a_{AB} = a_A$ и k_{AB} для смеси) до «излома» зависимости m от n (см. позицию б рисунка) формально может быть найдена по адаптированному к этому участку уравнению (2) [2]:

$$m_{1, \dots, [n]} = \frac{a_{AB} [1 - \exp(-k_{AB} [n])]}{\exp k_{AB} - 1}. \quad (4)$$

Не вызывает затруднений и нахождение массы осадка $(m_{([n] + 1), \dots, \infty})$ для хвостовой части рассматриваемой зависимости после ее «излома» (где, как уже отмечено, почти полностью превалирует подфракция B). Для этого следует использовать уже применяемую формулу (3a), которая учитывает и экстраполяционную область остатка ферропримесей (вплоть до $n \rightarrow \infty$), а также адаптированное к этому участку выражение (2) [2]. Далее из очевидной разницы используемых формул

$$\frac{a_B}{\exp k_B - 1} - \frac{a_B (1 - \exp(-k_B [n]))}{\exp k_B - 1} = m_{([n] + 1), \dots, \infty}$$

следует, что

$$m_{([n] + 1), \dots, \infty} = \frac{a_B \exp(-k_B [n])}{\exp k_B - 1}. \quad (5)$$

Общая же масса осадка равна сумме данных по уравнениям (4) и (5), т.е. $m_{1, \dots, \infty} = m_{1, \dots, [n]} + m_{([n]+1), \dots, \infty}$. И здесь, в соответствии с рассматриваемой моделью, $m_{1, \dots, \infty} = m_{1, \dots, [n]} + m_{([n]+1), \dots, \infty} = 1,98 + 5,88 = 7,86$ г (при $a_{AB} = a_A = 2,6$ г и $k_{AB} = 0,68$). Характерно, что это значение полностью согласуется с предшествующим ($m_{1, \dots, \infty} = 7,73$ г), полученным согласно предыдущей модели, основанной на квазифракционировании ферровключений. А такое взаимное согласие (отличие в пределах 1 – 2 %) подтверждает приемлемость обеих моделей рассматриваемого прецизионного метода полиоперационного магнитоконтроля «разносортной» феррофракции формовочной смеси.

Выводы. На основании экспериментально обнаруженного несоответствия результатов магнитофоретического контроля ферровключений формовочной смеси одноэкспоненциальной модели показана возможность применения двухэкспоненциальной. Кроме подхода, основанного на графоаналитической детализации массово-операционной характеристики (по

подфракциям ферропримесей), излагается также полупрограммный прямой расчет этой суперпозиционной характеристики (кусочно-линейной в полулогарифмических координатах).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Голотенков О.Н. Формовочные материалы. – Пенза: изд. Пензенского гос. ун-та, 2004. – 166 с.
2. Сандуляк А.А., Сандуляк Д.А., Полисмакова М.Н. и др. // Известия МГТУ «МАМИ». 2010. № 2 (10). С. 140 – 146.
3. Сандуляк А.В., Сандуляк А.А., Самохин В.В. и др. // Литейщик России. 2011. № 4. С. 37 – 41.
4. Сандуляк А.А., Полисмакова М.Н., Свистунов Д.И. и др. // Известия МГТУ «МАМИ». 2010. № 1 (9). С. 148 – 158.
5. Сандуляк А.А., Полисмакова М.Н., Ершов В.А. и др. // Измерительная техника. 2010. № 8. С. 57 – 60.
6. Сандуляк А.В., Сандуляк А.А., Самохин В.В. и др. // Литейное производство. 2011. № 1. С. 15 – 19.

© 2012 г. А.В. Сандуляк, А.А. Сандуляк,
В.В. Самохин, Д.В. Ершов
Поступила 9 августа 2011 г.

УДК 669.28.046

**И.П. Герасименко, Е.В. Протопопов, Р.С. Айзатулов,
С.А. Филиппенко, И.А. Жибинова**

Сибирский государственный индустриальный университет

АНАЛИЗ МЕТОДОВ РАСЧЕТА ТЕПЛОВЫХ ПОТЕРЬ КИСЛОРОДНОГО КОНВЕРТЕРА ДЛЯ ОПТИМИЗАЦИИ ТЕХНОЛОГИИ ПЛАВКИ

Эффективность технологии конвертерной плавки во многом определяется полнотой использования энергетических возможностей самого процесса. Для обеспечения наиболее рациональной схемы работы конвертеров необходимо обеспечение сбалансированности шихты в тепловом отношении, что требует с учетом износа футеровки (и в связи с этим увеличением теплопотерь) производить коррекцию тепловой стороны процесса по ходу кампании конвертера с учетом расчета этих потерь в конкретный период его работы.

Совершенно очевидно, что для оптимизации параметров и расчета шихты на предстоящую плавку необходимо учитывать как приходную, так и расходную части теплового баланса процесса в целом. Одной из определяющих технологию статей расходной части теплового баланса являются тепловые потери, которые существенно влияют на определение задаваемых параметров процесса на завершающем этапе плавки (на повалке). От точности прогноза затрат тепла на каждую плавку по ходу кампании конвертера зависят обоснованность выбора технологии, количество и вид шихтовых и других материалов (например, твердого топлива), энергоемкость процесса.

Как известно [1], тепловые потери конвертеров изменяются в широких (1,5 – 12,0 % суммарного прихода тепла) пределах и зависят от многих факторов, в том числе от садки конвертера; от темпа производства, определяемого продолжительностью плавки, от ритмичности производства и его организации; от степени износа футеровки и методов ее восстановления по ходу кампании; от конструкции и параметров работы продувочной фурмы и т.д.

При классификации тепловых потерь конвертеров в качестве основных выделяют потери тепла через футеровку и корпус конвертера (Q_{ϕ}); потери тепла ($Q_{\text{акт}}$) на нагрев активного слоя футеровки толщиной $\delta_{\text{акт}}$; потери тепла через горловину конвертера ($Q_{\text{горл}}$); тепловые потери с охлаждающей фурмой водой ($Q_{\text{H}_2\text{O}}$); потери тепла на нагрев кислорода продувки (Q_{O_2}). Вероятный механизм теплопотерь можно представить схемой (рис. 1).

Целесообразно рассмотреть и последовательно проанализировать выделенные позиции теплопотерь расходной части теплового баланса плавки.

Потери тепла через футеровку и корпус конвертера. При установившемся режиме работы конвертера тепловые потери через футеровку и корпус достаточно

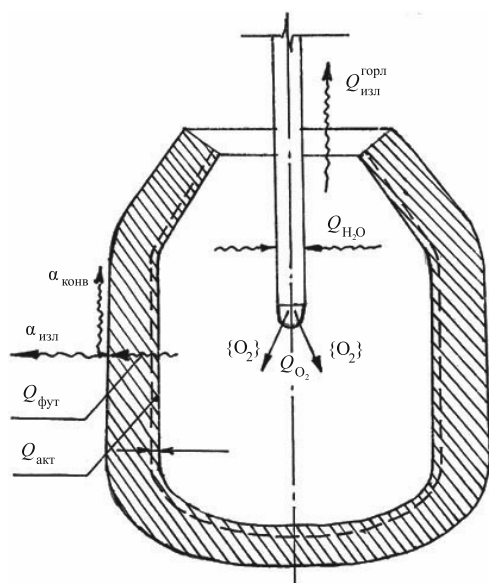


Рис. 1. Схема тепловых потерь конвертером

точно определяются по уравнению теплопередачи для стационарного теплового потока через многослойную, условно принятую плоскую стенку [2]:

$$Q_{\phi} = qF\tau \frac{1}{10G_0},$$

где Q_{ϕ} – тепловые потери через футеровку и корпус конвертера, Вт·ч/100 кг металлозавалки; $q = k(T_{\text{внутр}} - T_{\text{возд}})$ – плотность теплового потока, Вт/м²; k – коэффициент теплопередачи через многослойную стенку, Вт/(м²·К); $T_{\text{внутр}}$ – температура рабочего пространства, К; $T_{\text{возд}}$ – температура окружающего воздуха в удалении от наружной поверхности корпуса конвертера, К; F – площадь теплоотдающей поверхности, м²; τ – продолжительность цикла плавки, ч; G_0 – садка конвертера (чугун и металлолом), т; $10G_0$ – количество долей садки конвертера массой 100 кг каждая.

Коэффициент теплопередачи через многослойную стенку можно определить по следующему выражению [3]:

$$k = \frac{1}{\frac{1}{\alpha_1} + \sum_{i=1}^n R_i + \frac{1}{\alpha_2}},$$

где α_1 – коэффициент теплоотдачи от рабочего пространства к внутренней поверхности стенки конвертера, Вт/(м²·К); α_2 – внешний суммарный коэффициент теплоотдачи, учитывающий теплоотдачу кладки во внешнюю среду конвекцией и излучением, Вт/(м²·К); $\sum_{i=1}^n R_i$ – суммарное тепловое сопротивление многослойной футеровки, м²·К/Вт; $R_i = \delta_i/\lambda_i$ – тепловое сопротивление i -го слоя материала футеровки конвертера, м²·К/Вт; δ_i и λ_i – толщина и коэффициент теплопроводности i -го слоя футеровки, м и Вт/(м·К); n – число слоев футеровки.

При непосредственном контакте жидкого металла со стенкой (что имеет место в течение большей части плавки) значение коэффициента α_1 настолько большое, что величиной $1/\alpha_1$ можно пренебречь. В этом случае можно принять, что температура рабочего пространства $T_{\text{внутр}}$ равна температуре внутренней поверхности футеровки.

Внешний суммарный коэффициент теплоотдачи можно определить в соответствии с рекомендациями работы [4]

$$\begin{aligned} \alpha_2 &= \alpha_{\text{конв}} + \alpha_{\text{изл}}; \\ \alpha_{\text{конв}} &= A^4 \sqrt{T_{\text{пов}} - T_{\text{возд}}}; \\ C_0 \varepsilon \left[\left(\frac{T_{\text{пов}}}{100} \right)^4 - \left(\frac{T_{\text{возд}}^*}{100} \right)^4 \right] \\ \alpha_{\text{изл}} &= \frac{T_{\text{пов}} - T_{\text{возд}}^*}{T_{\text{пов}} - T_{\text{возд}}^*}, \end{aligned}$$

где $\alpha_{\text{конв}}$ и $\alpha_{\text{изл}}$ – коэффициент теплоотдачи кладки конвекцией и излучением, Вт/(м²·К); A – коэффициент, зависящий от положения теплоотдающей поверхности (для вертикальной поверхности и поверхности, обращенной вниз, составляет 2,56 и 1,63 Вт/(м²·К^{1,25})) соответственно; $T_{\text{пов}}$ – средняя температура наружной поверхности корпуса конвертера, К; $T_{\text{возд}}^*$ – температура окружающей среды вдали от наружной поверхности конвертера (принята равной температуре воздуха), К; $C_0 = 5,77$ Вт/(м²·К⁴) – коэффициент излучения абсолютно черного тела; ε – степень черноты наружной поверхности конвертера (принято $\varepsilon = 0,77$).

На основании производственного опыта для расчета внешнего суммарного коэффициента теплоотдачи (α_2) необходимо принять среднюю температуру наружной поверхности конвертера ($T_{\text{пов}}$) и фактическую температуру окружающей среды ($T_{\text{возд}}^*$).

На практике при расчетах общего теплового сопротивления стенки теплосоппротивление стального кожуха можно не учитывать, так как оно чрезвычайно мало.

Для определения общего теплового сопротивления футеровки конвертера $\left(\sum_{i=1}^n R_i \right)$ рассчитывают тепловые

сопротивления отдельных слоев ($R_1 = \delta_1/\lambda_1$, $R_2 = \delta_2/\lambda_2$, $R_3 = \delta_3/\lambda_3$, ...), для чего определяют коэффициенты теплопроводности этих слоев по их средней температуре, которая неизвестна. Эту температуру можно определить с достаточной точностью расчетным путем, предварительно определив температуру на стыке слоев (арматурного и рабочего, например, при двухслойной футеровке) по следующему выражению [5]:

$$t = \frac{t_{\text{внутр}} - t_{\text{пов}}}{R_p + R_a} R_a + t_{\text{пов}};$$

здесь $t_{\text{внутр}}$ – средняя температура внутренней поверхности футеровки (принято $t_{\text{внутр}} = 1500$ °С); $t_{\text{пов}}$ – сред-

ная температура наружной поверхности корпуса конвертера (принято $t_{\text{пов}} = 210^\circ\text{C}$); R_p и R_a – тепловое сопротивление рабочего и арматурного слоев футеровки, $\text{м}^2\cdot\text{К}/\text{Вт}$.

Коэффициент теплопроводности рабочего слоя из периклазоуглеродистого огнеупора, содержащего 12 % углерода, при средней температуре слоя 1100°C принят равным $9,75 \text{ Вт}/(\text{м}\cdot\text{К})$.

Коэффициенты теплопроводности арматурного слоя из магнезитового (периклазового) кирпича (λ_a) и теплоизоляционного слоя из листового асбеста ($\lambda_{\text{асб}}$) определяют по температурным зависимостям:

$$\lambda_a = 4,7 - 170 \cdot 10^{-5} t_{\text{ср}};$$

$$\lambda_{\text{асб}} = 0,106 + 18,6 \cdot 10^{-5} t_{\text{ср}}.$$

Коэффициент теплопередачи из рабочего пространства в окружающую среду через многослойную стенку конвертера (например, трехслойную) рассчитывается по выражению [2]:

$$k_1 = \frac{1}{\sum_{i=1}^3 R_i + \frac{1}{\alpha_2}} = \frac{1}{\left(\frac{\delta_1}{\lambda_1} + \frac{\delta_2}{\lambda_2} + \frac{\delta_3}{\lambda_3}\right) + \frac{1}{\alpha_2}}, \quad (1)$$

а плотность теплового потока через эту многослойную футеровку – по уравнению

$$q_1 = k_1(T_{\text{внутр}} - T_{\text{возд}}).$$

Теперь необходимо уточнить температуру наружной поверхности корпуса конвертера ($T_{\text{пов}}$).

В связи с тем, что рассматривается установившийся (стационарный) тепловой поток, то тоже самое удельное количество тепла q_1 будет передаваться непосредственно через многослойную стенку q_2 . Тогда можно записать

$$q_1 = q_2 = k_2(T_{\text{внутр}} - T_{\text{пов}}),$$

$$\text{где } k_2 = \frac{1}{\sum_{i=1}^3 R_i} = \frac{1}{\frac{\delta_1}{\lambda_1} + \frac{\delta_2}{\lambda_2} + \frac{\delta_3}{\lambda_3}}.$$

Из этого уравнения находим, что уточненная температура внешней поверхности футеровки конвертера определяется по зависимости

$$T_{\text{пов}} = T_{\text{внутр}} - q_2 \sum_{i=1}^n R_i = T_{\text{внутр}} - q_2 \left(\frac{\delta_1}{\lambda_1} + \frac{\delta_2}{\lambda_2} + \frac{\delta_3}{\lambda_3} \right).$$

После уточнения $T_{\text{пов}}$ можно уточнить и температуру стыков слоев, подставляя в последнюю формулу тепловое сопротивление не всей толщины футеровки $\left(\sum_{i=1}^n R_i\right)$, а соответствующих слоев (δ_i/λ_i).

Определив $T_{\text{пов}}$, следует снова рассчитать коэффициент теплопередачи многослойной стенки (k_1) по уравнению (1), предварительно определив значения $\sum_{i=1}^n R_i$ и α_2 .

С использованием выполненных исследований при сканировании внутренней поверхности рабочего слоя футеровки по ходу кампании 350-т конвертера (рис. 2) получена информация о динамике износа рабочего слоя футеровки из периклазоуглеродистого огнеупора и, соответственно, об изменении усредненной расчетной величины его внутренней поверхности. С использованием приведенной выше методики расчета можно определять с достаточной практической точностью потери тепла конвертером, в частности, через его корпус и на нагрев футеровки, и производить соответствующую коррекцию тепловой работы и технологии процесса по ходу кампании.

Как видно (рис. 2), наибольшая скорость износа кладки (кривая 1) происходит в первую треть кампании. Несмотря на регулярное применение «горячих» ремонтов (нанесение шлакового гарнисажа, подварки, торкретирование), остаточная толщина рабочего слоя (кривая 2) составляет 160 – 220 мм, а на некоторых

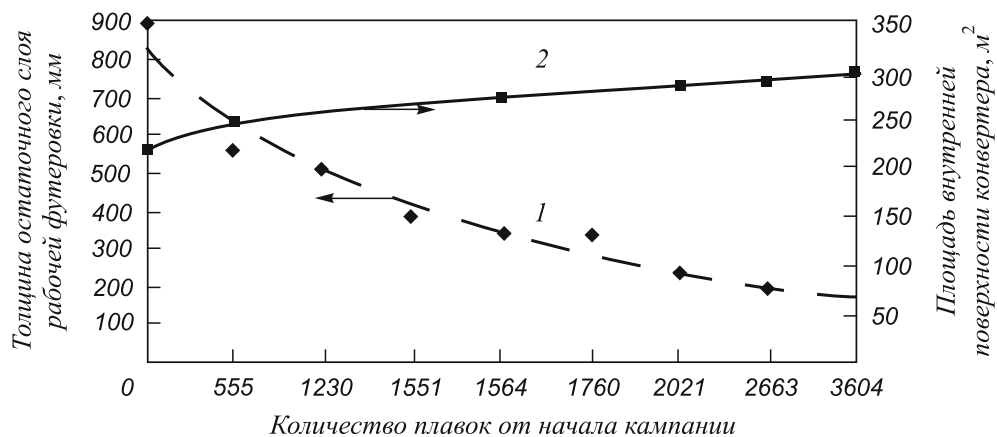


Рис. 2. Динамика износа футеровки и изменение площади внутренней поверхности по ходу кампании: 1 – толщина остаточного рабочего слоя футеровки конвертера; 2 – площадь внутренней поверхности конвертера

участках локальный износ происходит вплоть до арматурного слоя футеровки.

При замкнутом тепловом балансе (при отсутствии как избытка, так и недостатка тепла) 350-т конвертерной плавки, например, при соотношении чугуна и металлолома 76 и 24 %, приходная часть теплового баланса обычно составляет 52 000 – 58 000 Вт·ч на 100 кг металлозавалки. Выполненные по приведенной методике расчеты показывают, что потери тепла через корпус конвертера за плавку составляют в начале кампании 0,37 – 0,41 % от приходной части теплового баланса, к концу кампании (после 3600 плавов) возрастают до 0,70 – 0,80 %.

Потери тепла конвертером на нагрев футеровки. Это тепло, аккумулированное «активным» слоем футеровки в процессе продувки ванны кислородом и теряемое в межпродувочный период (рис. 1).

Промышленные исследования [6] показывают, что в процессе плавки наблюдаются резкие температурные колебания в относительно тонком (80 – 120 мм) «активном» слое футеровки. Температура в этом слое только за одну плавку может изменяться на 100 – 200 °С. Длительные простои приводят к более глубинным тепловым возмущениям слоев кладки, после чего затраты тепла на нагрев футеровки резко возрастают.

По мере износа футеровки средняя температура арматурного слоя к концу кампании увеличивается. Это говорит о том, что по ходу кампании конвертера увеличиваются потери тепла не только на нагрев футеровки в связи с увеличением площади внутренней поверхности, но и теплопотери теплопроводностью через корпус конвертера.

В настоящее время фактическая остаточная толщина футеровки (геометрия износа) по ходу кампании конвертера контролируется достаточно надежными методами. Зная геометрию износа и среднюю величину охлаждения футеровки в межпродувочный период, можно с допустимой точностью рассчитать потери тепла на нагрев футеровки в данный конкретный период кампании конвертера и сделать рациональную поправку тепловой стороны процесса.

Потери тепла на нагрев футеровки рассчитываются по уравнению

$$Q_{\phi} = M_{\phi} C_{\phi} \Delta t_{\phi},$$

где $M_{\phi} = F_{\phi} \delta_{\phi} \rho_{\phi}$ – масса «активного» слоя футеровки конвертера, кг; F_{ϕ} , δ_{ϕ} и ρ_{ϕ} – площадь внутренней поверхности футеровки, толщина «активного» слоя футеровки и плотность периклазоуглеродистого кирпича, м², м и кг/м³ соответственно; C_{ϕ} – средняя массовая теплоемкость материала «активного» слоя футеровки, кДж/(кг·К); Δt_{ϕ} – средний температурный перепад в «активном» слое футеровки в рассматриваемый период (охлаждение «активного» слоя в межпродувочный период и его нагрев в период продувки), °С.

Принимая для 350-т конвертера после перефутеровки $F_{\phi} = 222$ м², $\delta_{\phi} = 0,1$ м, $\rho_{\phi} = 2970$ кг/м³, $C_{\phi} = 1,38$ кДж/(кг·К) и $\Delta t_{\phi} = 150$ °С, удельные теплопотери на нагрев футеровки (q_{ϕ}) составляют примерно 3899,5 кДж/100 кг металлозавалки или 1,86 – 2,07 % от прихода тепла за плавку. Выполненные расчеты с учетом геометрии износа футеровки после 3600 плавов 350-т конвертера показывают, что потери тепла на нагрев футеровки (несмотря на применение факельного торкретирования и нанесение шлакового гарнисажа для увеличения срока службы футеровки) увеличились на 25 – 30 % и составили 2,4 – 2,7 % от прихода тепла за плавку (188 000 – 210 000 кДж/100 кг металлозавалки).

Потери тепла излучением через горловину конвертера. Потери тепла излучением из внутренней полости конвертера имеют место не весь период плавки. В периоды завалки лома, заливки чугуна и продувки излучение (по разным причинам) ослаблено, и им можно пренебречь. Практически для 350-т конвертера продолжительность периода, когда интенсивно теряется тепло излучением через горловину, составляет порядка 30 – 32 % продолжительности цикла плавки (примерно 13 мин).

Тепловой поток q излучением в атмосферу из внутреннего объема конвертера через 1 м² площади горловины можно определить по следующей формуле:

$$q = C_0 \varepsilon \left[\left(\frac{T_{\text{внутр}}}{100} \right)^4 - \left(\frac{T_{\text{возд}}^*}{100} \right)^4 \right];$$

здесь $\varepsilon = 0,9$ – степень черноты внутренней полости конвертера; $T_{\text{внутр}}$ – средняя за плавку температура внутренней полости конвертера (принята 1773 К); $T_{\text{возд}}^*$ – температура условной тепловоспринимающей поверхности (принята равной температуре окружающего воздуха 313 К в удалении от горловины конвертера).

Таким образом, значение теплового потока составит

$$q = 5,77 \cdot 0,9 \left[\left(\frac{1773}{100} \right)^4 - \left(\frac{313}{100} \right)^4 \right] = 512\,662,15 \text{ Вт/м}^2.$$

При диаметре горловины 350-т конвертера 4,1 м, продолжительности излучения 13 мин (0,217 ч) теплопотери излучением через горловину конвертера на 100 кг металлозавалки составили $Q_{\text{изл}}^{\text{горл}} = q F \tau_{\text{изл}} \frac{1}{10 G_0} = 512\,662,15 \cdot 3,14 \cdot 2,05^2 \cdot 0,217 \cdot 1 / (10 \cdot 350) = 419,43$ Вт·ч. Это составляет от $(419,43 / 58\,000) \cdot 100 = 0,72$ % до $(419,47 / 52\,000) \cdot 100 = 0,81$ % прихода тепла за плавку, где 52 000 и 58 000 Вт·ч/100 кг – приходная часть теплового баланса.

Потери тепла с охлаждаемой кислородную фурму водой. Выполним расчет потерь тепла на охлаждение фурмы по производственным данным на примере 350-т конвертера. При наружном диаметре фурмы 325 мм и расходе воды 300 м³/ч за продувку

(18 мин) расход воды составляет $G_{H_2O} = 300\,000 \cdot 0,3 = 90\,000$ кг. При перепаде температур воды на входе и выходе $17\text{ }^{\circ}\text{C}$ это количество воды отнимает от фурмы тепла $Q_{H_2O} = G_{H_2O} C_{H_2O} \Delta t_{H_2O} \frac{1}{10G_0}$, то есть $90\,000 \cdot 4,19 \cdot 17 \cdot 10^{-1} \cdot 350^{-1} = 1931,6$ кДж/100 кг металлозавалки, где $C_{H_2O} = 4,19$ кДж/(кг·К) – теплоемкость воды.

При суммарном приходе тепла за плавку $52\,000 - 58\,000$ Вт·ч/100 кг металлозавалки потери тепла с охлаждающей фурму водой составят $0,87 - 0,97\%$ от прихода тепла за плавку.

Потери тепла на нагрев кислорода продувки. Температура кислорода до выхода из фурмы может быть принята равной $30\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Кислород, проходя через сопла Лаваля наконечника фурмы, адиабатически расширяется, вследствие чего его температура понижается и составляет

$$T_2 = T_1 \left(\frac{p_2}{p_1} \right)^{\frac{\kappa-1}{\kappa}} = 303 \left(\frac{0,11}{1,2} \right)^{\frac{1,4-1}{1,4}} = 153\text{ K},$$

где T_1 и T_2 – температура кислорода перед соплом (303 K) и после расширения, К; $p_1 = 1,2$ МПа и $p_2 = 0,11$ МПа – давление кислорода до и после расширения; κ – показатель адиабаты (для кислорода 1,4).

Как видно, охлаждение кислорода значительное, и в тепловом балансе потери тепла на нагрев кислорода необходимо учитывать.

При известном расходе кислорода на продувку, например $v_{O_2} = 5,78$ м³/100 кг металлозавалки, расход тепла на его нагрев (принимая условно до нуля) составит $Q_{O_2} = i_{O_2} v_{O_2} = 159,22 \cdot 5,78 = 920,3$ кДж/100 кг металлозавалки, где i_{O_2} – удельная энтальпия кислорода при 153 K , кДж/м³. Это составит от $(920,3/210\,000) \cdot 100 = 0,44\%$ до $(920,3/188\,000) \cdot 100 = 0,49\%$ прихода тепла за плавку.

Таким образом, тепловые потери 350-т конвертера складываются из следующих статей расходной части теплового баланса в начале и в конце кампании конвертера (в процентах от приходной части):

- потери тепла теплопроводностью через футеровку и корпус конвертера $0,37 - 0,41\%$ и $0,70 - 0,80\%$;
- потери тепла на нагрев футеровки в межпродувочный период $1,86 - 2,07\%$ и $2,4 - 2,7\%$;
- потери тепла излучением через горловину конвертера $0,72 - 0,81\%$;
- потери тепла на охлаждение кислородной фурмы водой $0,88 - 0,98\%$;
- потери тепла на нагрев кислорода продувки $0,44 - 0,49\%$.

Выводы. Количество теплотерь в процессе плавки даже в условиях ритмичной работы конвертера составляет $4,27 - 5,77\%$ от общего прихода тепла, что значительно выше известных данных литературных источников. Наибольшие потери тепла – в межпродувочный период, потери существенно увеличиваются при неритмичной работе агрегата. В связи с износом футеровки общие потери тепла значительно возрастают, для обеспечения сбалансированности шихты в тепловом отношении необходимо по ходу кампании конвертерной плавки производить корректировку тепловой стороны процесса.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Бойченко Б.М., Охотский В.Б., Харлашин П.С. Конвертерное производство стали: теория, технология, качество стали, конструкция агрегатов, циркуляция материалов и экология. – Днепропетровск: РВА Дніпро – ВАЛ, 2006. – 454 с.
2. Михеев М.А., Михеева М.И. Основы теплопередачи. – М.: Энергия, 1977. – 344 с.
3. Металлургическая теплотехника. Т. 1. Теоретические основы / В.А. Кривандин, В.А. Артюхов, Б.С. Мاستрюков и др. – М.: Металлургия, 1986. – 424 с.
4. Корнфельд В.Н., Войтов А.О., Штейнберг Л.С. Исследование и наладка тепловой работы мартеновских печей. – М.: Металлургия, 1971. – 456 с.
5. Назаров И.С. Основы теории промышленных печей. – М., Свердловск: Металлургиздат, 1941. – 314 с.
6. Кремянский Д.В., Огороков Б.Н., Коминов С.В. и др. // Сталь. 1978. № 1. С. 21 – 25.

© 2012 г. И.П. Герасименко, Е.В. Протопопов,
Р.С. Айзатулов, С.А. Филиппенко, И.А. Жибинова
Поступила 10 февраля 2012 г.

УДК 669.041

Н.Ф. Якушевич, И.В. Строкина, О.А. Полях

Сибирский государственный индустриальный университет

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФАЗОВО-ХИМИЧЕСКИХ РАВНОВЕСИЙ В СИСТЕМЕ Fe – C – O₂ – H₂

Решение многих вопросов, связанных с проблемами современной металлургии, требует углубленного и постоянно расширяющегося применения методов и идей химической термодинамики. Особенно важно,

чтобы в распоряжении специалистов, работающих в отраслях черной и цветной металлургии, было достаточно данных для осуществления термодинамических расчетов.

Во многих технологических процессах необходимо учитывать фазово-химические превращения в системе $\text{Fe} - \text{C} - \text{O}_2 - \text{H}_2$ – это и восстановительные процессы, например металлизация железа, и процессы окисления, такие как образование окалины.

Важно обозначить параметры перехода оксидов железа между собой, образование железа металлического, а также выявить термодинамические условия для получения класса сложных оксидов – шпинелей.

Последние применяют для изготовления диэлектриков, элементов запоминающих устройств ЭВМ, используют в качестве катализаторов химико-технологических процессов (например, в синтезе этиленоксида), в производствах пигментов, керамики, огнеупоров, термостойких красок.

Обобщение имеющегося материала по количественным характеристикам равновесия реакций восстановления оксидов железа отдельных систем $\text{Fe} - \text{C} - \text{O}$ и $\text{Fe} - \text{C} - \text{H}$, которые неоднократно определяли экспериментальным и расчетным путями [1 – 4], выявило температурные функции реакций образования соединений в системе $\text{Fe} - \text{C} - \text{O}_2 - \text{H}_2$. Очевидно, что изменения термодинамических характеристик прочности оксидов железа в сложной системе $\text{Fe} - \text{C} - \text{O}_2 - \text{H}_2$ закономерны. Протекание реакций окисления и восстановления

зависит от таких термодинамических параметров, как температура, давление, состав газовой фазы.

Для обозначения фазово-химических превращений в системе $\text{Fe} - \text{O}_2 - \text{C} - \text{H}_2$ применялась методика термодинамического расчета равновесного состава для случая постоянства температуры и давления в предположении, что конденсированные фазы не образуют твердых растворов. Подробное описание «константного» метода расчета приведено, например, в работе [5]. Исходная информация для расчетов принималась по данным работы [6].

Расчет фазово-химических равновесий в системе $\text{Fe} - \text{C} - \text{O}_2 - \text{H}_2$, обоснование оптимальных параметров восстановления оксидов железа, построение диаграмм отдельных равновесных поверхностей, описывающих термодинамические закономерности восстановления высшего оксида до железа металлического и равновесной поверхности углеродоотложения в системе $\text{C} - \text{O}_2 - \text{H}_2$, изложены ранее [7 – 10].

В настоящей работе представлена обобщенная информация о термодинамических закономерностях фазово-химических равновесий и окислительно-восстановительных свойствах газовой фазы системы $\text{Fe} - \text{C} - \text{O}_2 - \text{H}_2$.

На рис. 1 изображена диаграмма фазово-химических равновесий системы $\text{Fe} - \text{C} - \text{O}_2 - \text{H}_2$, на которой в координатах

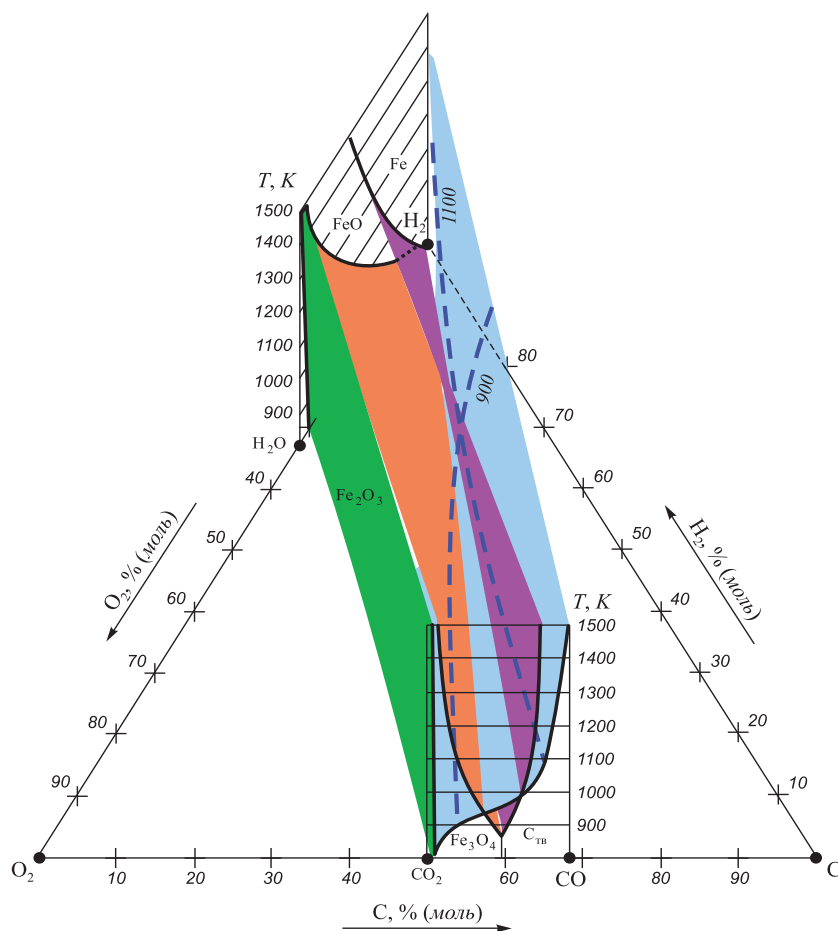


Рис. 1. Диаграмма фазово-химических равновесий в системе $\text{Fe} - \text{C} - \text{O}_2 - \text{H}_2$. Равновесные трехфазные поверхности:
■ – $\text{Fe}_2\text{O}_3 - \text{Fe}_3\text{O}_4 - \text{газ}$; ■ – $\text{Fe}_3\text{O}_4 - \text{FeO} - \text{газ}$; ■ – $\text{FeO} - \text{Fe} - \text{газ}$; ■ – $\text{Fe} - \text{C}_{\text{тр}}$ – газ; --- – изотермы поверхности углеродоотложения

натах температура – состав газовой фазы выделены объемные области существования отдельных твердых фаз ($C_{\text{ТВ}}$, Fe_2O_3 , Fe_3O_4 , FeO , Fe), сосуществующих с газовой фазой, состав которой представляется на треугольнике концентраций в координатах $C_{\text{ТВ}} - \text{H}_2 - \text{O}_2$, % (моль). Разделяющие эти области поверхности представляют трехфазные равновесия ($\text{Fe} - \text{FeO} - \text{газ}$, $\text{FeO} - \text{Fe}_3\text{O}_4 - \text{газ}$, $\text{Fe}_3\text{O}_4 - \text{Fe}_2\text{O}_3 - \text{газ}$, $\text{Fe} - C_{\text{ТВ}} - \text{газ}$), а линии их пересечения – соответствующие четырехфазные равновесия ($\text{Fe}_3\text{O}_4 - \text{FeO} - C_{\text{ТВ}} - \text{газ}$, $\text{FeO} - \text{Fe} - C_{\text{ТВ}} - \text{газ}$).

На треугольнике концентраций выделена область составов, в которой интенсивно протекают физико-химические взаимодействия, возможные в четырехкомпонентных газовых смесях системы $\text{CO} - \text{CO}_2 - \text{H}_2 - \text{H}_2\text{O}$. В этой области на рис. 2 представлены фрагменты поверх-

ностей одинаковых равновесных значений кислородного потенциала газовой фазы $\lg p_{\text{O}_2}$ (–10, –12, –14, –16, –18), пересекающие двухфазные области, поверхности трехфазных равновесий, а на линии пересечения поверхностей – четырехфазных (например $\text{FeO} - \text{Fe} - C_{\text{ТВ}} - \text{газ}$), характеризующие основные параметры технологических процессов (температуру, окислительно-восстановительные свойства газовой фазы, возможность выделения сажа и углерода). Изотермические сечения объемной диаграммы (например, выделено изотермическое сечение 1200 К) показывают необходимое соответствие параметров (T , $\lg p_{\text{O}_2}$, состав газовой фазы).

Для удобства практического использования представленных результатов и быстрого нахождения необходимых параметров в табл. 1 собраны значения кисло-

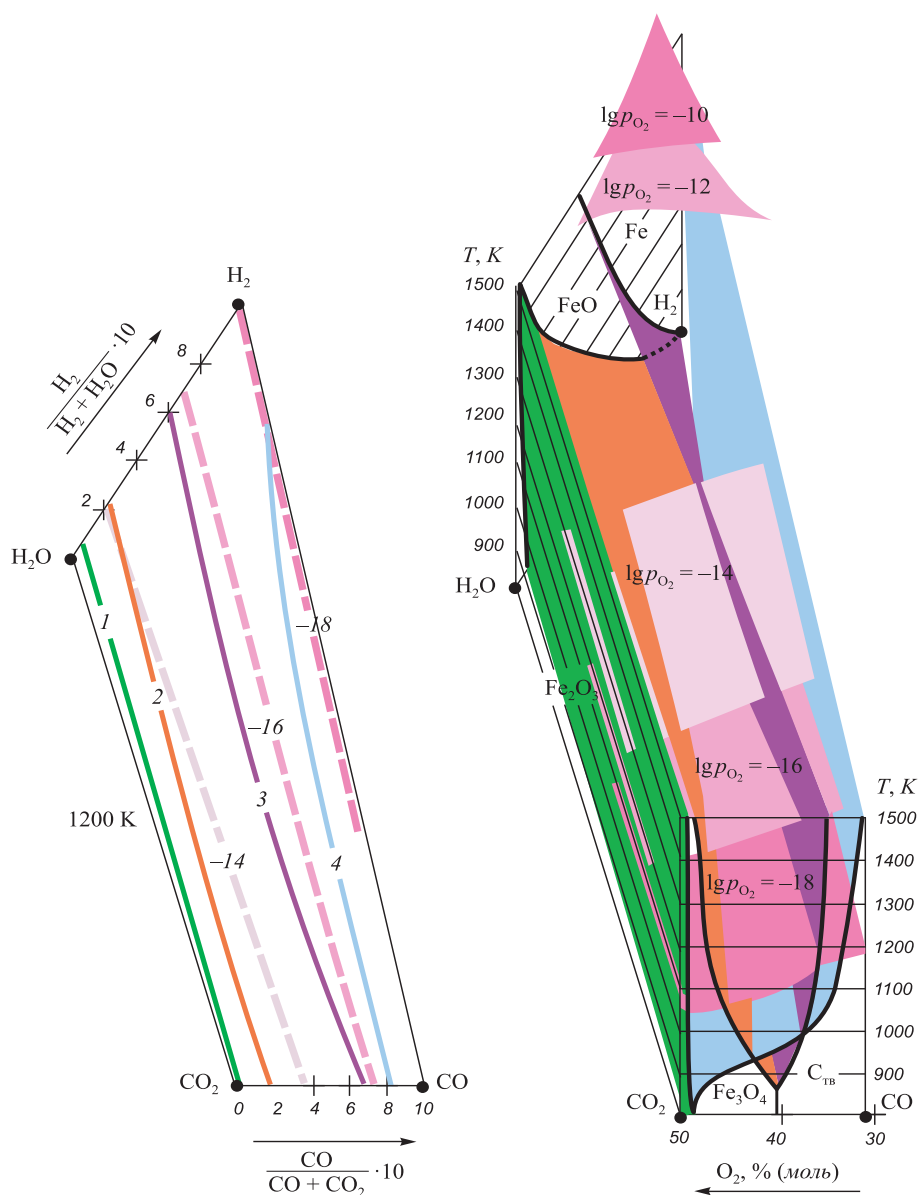


Рис. 2. Диаграмма фазово-химических равновесий в системе $\text{Fe} - \text{CO} - \text{CO}_2 - \text{H}_2 - \text{H}_2\text{O}$ (справа) и ее изотермический разрез при 1200 К (слева).

Кривые 1, 2, 3, 4 – проекции изотерм 1200 К равновесных трехфазных поверхностей $\text{Fe}_2\text{O}_3 - \text{Fe}_3\text{O}_4 - \text{газ}$ (■), $\text{Fe}_3\text{O}_4 - \text{FeO} - \text{газ}$ (■), $\text{FeO} - \text{Fe} - \text{газ}$ (■), $\text{Fe} - C_{\text{ТВ}} - \text{газ}$ (■); ... – равновесные поверхности $\lg p_{\text{O}_2} = \text{const}$

Т а б л и ц а 1

**Значения кислородного потенциала газовой фазы, выраженные через $\lg p_{O_2}$,
в зависимости от состава гомогенной газовой смеси и температуры**

Номер смеси	Состав газовой фазы, % (моль)			$\frac{CO}{CO + CO_2} \cdot 10$	$\frac{H_2}{H_2 + H_2O} \cdot 10$	Значения $-\lg p_{O_2}$ при соответствующих составах и температуре						
	$\sum H_2$	$\sum C$	$\sum O_2$			900 К	1000 К	1100 К	1200 К	1300 К	1400 К	1500 К
10-1	10	44	46	1	1	21,6**	18,6**	16,0**	13,5**	11,0**	9,0*	7,0*
10-2	10	46	44	2	2	22,2**	19,0**	16,3**	13,8**	11,3*	9,4*	7,5*
10-3	10	48	42	3	3	23,0**	19,5**	16,6*	14,1*	11,6*	9,8*	8,0*
10-4	10	50	40	4	4	23,5**	20,1**	17,0*	14,5*	12,0*	10,3*	8,5*
10-5	10	52	38	5	5	—	21,0**	17,5*	15,0*	12,5*	10,9*	9,0*
10-6	10	54	36	6	6	—	21,6	18,0	15,5*	13,2*	11,6*	9,6*
10-7	10	56	34	7	7	—	22,3	18,5	16,0	14,0	12,4	10,3*
10-8	10	58	32	8	8	—	—	19,0	16,5	14,7	13,2	11,0
10-9	10	59	31	9	9	—	—	—	17,0	15,4	14,0	11,8
10-10	10	60	30	10	10	—	—	—	—	16,0	14,8	12,5
20-1	20	37	43	1	1	21,5**	19,0**	16,0**	13,5**	11,0**	9,0*	7,0*
20-2	20	39	41	2	2	22,0**	19,5**	16,3**	13,8*	11,3*	9,5*	7,5*
20-3	20	41	39	3	3	22,5**	20,0**	16,7*	14,2*	11,7*	10,1*	8,0*
20-4	20	43	37	4	4	23,0**	20,5*	17,1*	14,6*	12,1*	10,7*	8,5*
20-5	20	45	35	5	5	23,5*	21,1*	17,5*	15,0*	12,5*	11,3*	9,0*
20-6	20	47	33	6	6	—	21,7	18,0	15,5*	13,2*	11,9*	9,6*
20-7	20	49	31	7	7	—	22,3	18,6	16,1	13,9	12,5	10,3
20-8	20	50	30	8	8	—	22,9	19,3	16,8	14,6	13,2	11,0
20-9	20	52	28	9	9	—	—	—	17,5	15,3	14,0	11,8
20-10	20	54	26	10	10	—	—	—	—	16,0	14,8	12,5
30-1	30	29	41	1	1	21,5**	19,0**	16,0**	13,5**	11,0**	9,1*	7,1*
30-2	30	31	39	2	2	22,0**	19,3**	16,3**	13,8*	11,2*	9,6*	7,6*
30-3	30	33	37	3	3	22,8**	19,6**	16,7*	14,2*	11,6*	10,1*	8,1*
30-4	30	35	35	4	4	23,4**	20,0*	17,1*	14,6*	12,0*	10,6*	8,6*
30-5	30	37	33	5	5	24,0*	20,4*	17,5*	15,0*	12,5*	11,2*	9,2*
30-6	30	39	31	6	6	—	20,8*	18,0*	15,5*	13,1*	11,9*	9,9*
30-7	30	41	29	7	7	—	21,3*	18,6*	16,1*	13,8*	12,6*	10,6*
30-8	30	43	27	8	8	—	21,9	19,3	16,8	14,6	13,3	11,3
30-9	30	45	25	9	9	—	—	20,0	17,5	15,3	14,0	12,0
30-10	30	47	23	10	10	—	—	—	18,2	16,0	14,7	12,7
40-1	40	23	37	1	1	21,6**	19,0**	16,0**	13,5**	10,9**	9,2*	7,5*
40-2	40	24	36	2	2	22,1**	19,5**	16,3**	13,8**	11,2*	9,6*	7,9*
40-3	40	26	34	3	3	22,6**	20,0**	16,6*	14,1*	11,6*	10,1*	8,4*
40-4	40	28	32	4	4	23,0**	20,5*	17,0*	14,5*	12,0*	10,6*	8,9*
40-5	40	30	30	5	5	23,4**	21,0*	17,4*	14,9*	12,4*	11,1*	9,4*
40-6	40	32	28	6	6	24,0*	21,5	17,9	15,4	12,9	11,7	10,0
40-7	40	34	26	7	7	—	22,0	18,5	16,0	13,5	12,4	10,7
40-8	40	36	24	8	8	—	22,5	19,1	16,6	14,2	13,2	11,5
40-9	40	38	22	9	9	—	—	19,8	17,3	15,0	14,0	12,3
40-10	40	40	20	10	10	—	—	—	18,0	15,8	14,8	13,1

Т а б л и ц а 1 (продолжение)

Номер смеси	Состав газовой фазы, % (моль)			$\frac{\text{CO}}{\text{CO} + \text{CO}_2} \cdot 10$	$\frac{\text{H}_2}{\text{H}_2 + \text{H}_2\text{O}} \cdot 10$	Значения $-\lg p_{\text{O}_2}$ при соответствующих составах и температуре						
	$\sum \text{H}_2$	$\sum \text{C}$	$\sum \text{O}_2$			900 К	1000 К	1100 К	1200 К	1300 К	1400 К	1500 К
50-1	50	15	35	1	1	21,5**	19,0**	16,2**	13,7**	10,9**	9,3*	7,7*
50-2	50	17	33	2	2	22,0**	19,6**	16,6**	14,1**	11,2*	9,7*	8,1*
50-3	50	20	30	3	3	22,8**	20,2**	17,0**	14,5*	11,6*	10,1*	8,5*
50-4	50	22	28	4	4	23,2**	20,6**	17,4*	14,9*	12,0*	10,6*	9,0*
50-5	50	24	26	5	5	23,6**	21,0*	17,8*	15,3*	12,5*	11,1*	9,5*
50-6	50	26	24	6	6	24,0*	21,4*	18,3*	15,58*	13,0	11,7	10,1
50-7	50	28	22	7	7	24,3*	21,8	18,8	16,3	13,5	12,4	10,8
50-8	50	30	20	8	8	—	22,2	19,4	16,9	14,2	13,2	11,6
50-9	50	32	18	9	9	—	—	20,0	17,5	15,0	14,0	12,4
50-10	50	34	16	10	10	—	—	—	18,1	15,8	14,8	13,2
60-1	60	7	33	1	1	21,4**	19,0**	16,2**	13,7**	10,9**	9,3*	7,7*
60-2	60	10	30	2	2	21,8**	19,5**	16,6**	14,1**	11,2*	9,7*	8,1*
60-3	60	12	28	3	3	22,2**	20,0**	17,0**	14,5*	11,6*	10,1*	8,5*
60-4	60	15	25	4	4	22,6**	20,4**	17,4*	14,9*	12,0*	10,6*	9,0*
60-5	60	17	23	5	5	23,0**	20,8*	17,8*	15,3*	12,5*	11,1*	9,5
60-6	60	18	22	6	6	23,4*	21,2*	18,3*	15,8	13,0	11,7	10,1
60-7	60	21	19	7	7	23,8*	21,6	18,8	16,3	13,5	12,4	10,8
60-8	60	23	17	8	8	24,2	22,0	19,4	16,9	14,2	13,2	11,6
60-9	60	25	15	9	9	—	22,4	20,0	17,5	15,0	14,0	12,4
60-10	60	27	13	10	10	—	—	—	18,1	15,8	14,8	13,2
70-1	70	0	30	1	1	21,0**	19,4**	16,3**	13,8**	10,9**	9,3*	7,7*
70-2	70	3	27	2	2	21,4**	19,8**	16,6**	14,1**	11,2*	9,7*	8,1*
70-3	70	4	26	3	3	21,8**	20,2**	16,9**	14,4*	11,6*	10,2*	8,6*
70-4	70	7	23	4	4	22,2**	20,6**	17,3*	14,8*	12,0*	10,7*	9,1*
70-5	70	9	21	5	5	22,6**	21,0*	17,7*	15,2*	12,5*	11,3	9,7
70-6	70	11	19	6	6	23,0*	21,3*	18,3*	15,7*	13,0	11,9	10,3
70-7	70	13	17	7	7	23,4*	21,6*	18,8	16,2	13,5	12,5	10,9
70-8	70	15	15	8	8	23,8	21,9	19,3	16,8	14,2	13,2	11,6
70-9	70	17	13	9	9	24,2	22,3	19,8	17,4	15,0	14,0	12,4
70-10	70	20	10	10	10	24,3	22,7	20,3	18,0	15,8	14,8	13,2
80-4	80	0	20	4	4	22,5**	20,4**	17,6*	15,1*	13,0*	10,9*	9,3*
80-5	80	2	18	5	5	22,7**	20,8*	18,1*	15,6*	13,6*	11,5	9,9
80-6	80	4	16	6	6	23,0*	21,2*	18,6*	16,1	14,0	12,1	10,5
80-7	80	6	14	7	7	23,3*	21,6*	19,1	16,6	14,5	12,8	11,2
80-8	80	9	11	8	8	23,6	22,0	19,6	17,1	15,0	13,5	11,9
80-9	80	12	8	9	9	24,0	22,4	20,0	17,5	15,5	14,2	12,6
80-10	80	14	6	10	10	24,4	22,8	20,4	17,9	16,0	14,9	13,3
90-7	90	0	10	7	7	23,3*	21,9*	19,2	17,2	15,2	13,0	11,4
90-8	90	3	7	8	8	23,5	22,2	19,6	17,6	15,6	13,6	12,0
90-9	90	5	5	9	9	23,8	22,4	20,0	18,0	16,0	14,3	12,7
90-10	90	7	3	10	10	24,1	22,6	20,3	18,4	16,6	15,0	13,4

П р и м е ч а н и е. Здесь и в табл. 2 $-\lg p_{\text{O}_2}^*$, $-\lg p_{\text{O}_2}^*$, $-\lg p_{\text{O}_2}$ – равновесные значения кислородного потенциала газовой фазы в областях существования соответственно Fe_3O_4 , FeO и Fe_{Me} .

родного потенциала газовой фазы, выраженные через $\lg p_{O_2}$, в зависимости от состава гомогенной газовой смеси и температуры.

Состав гомогенных газовых смесей представлен как в координатах треугольника концентраций (C, H_2, O_2 , % (моль)), так и в координатах системы $CO - CO_2 - H_2 - H_2O$ в виде базовых отношений $\frac{CO}{CO + CO_2} \cdot 10 = 1 \div 10$ и $\frac{H_2}{H_2 + H_2O} \cdot 10 = 1 \div 10$ (10 ÷ 100 % (объемн.)), что позволяет использовать данные приборных анализов.

Искомая точка состава на треугольнике концентраций может быть определена на коноде, проведенной через точки составов заданных параметров $\frac{CO}{CO + CO_2} \cdot 10$ и $\frac{H_2}{H_2 + H_2O} \cdot 10$ (т.е. составов газовой фазы в координатах $CO - CO_2, H_2 - H_2O$) при фиксированной концентрации водорода ($\sum H_2 = 10, 20, 30, 40, 50, 60, 70, 80, 90$ % (моль)).

В табл. 1 представлены коноды при равных соотношениях $\frac{CO}{CO + CO_2} \cdot 10$ и $\frac{H_2}{H_2 + H_2O} \cdot 10$, хотя через каждую точку состава на треугольнике концентраций можно провести множество конод при разных соотношениях.

Схемы пересчета состава газовой фазы из одной координатной системы в другую представлены в работе [9].

В табл. 2 приведены значения $\lg p_{O_2}$ смесей, из которых при охлаждении может выделяться сажистый углерод. Количество сажистого углерода $C_{\text{саж}}$, выделившегося из таких смесей от температуры начала сажеотложения $T_{\text{н.с.}}$ до 800 К, состав и количество остаточной равновесной газовой фазы рассчитаны по методике, представленной в работе [9].

Используя графические и табличные данные, можно рекомендовать оптимальные режимы для некоторых технологических процессов. Например, для получения тонкодисперсной шпинели для пигментов, очевидно, процесс необходимо осуществлять при минимальных температурах (1000 К) в области термодинамически стабильного существования магнетита (с целью ограничения скорости роста образовавшихся из исходного сырья кристаллических зародышей) при значениях $\lg p_{O_2} = -18 \div -21$, что может быть реализовано практически при любых соотношениях $\frac{CO}{CO + CO_2} \cdot 10$ и

$\frac{H_2}{H_2 + H_2O} \cdot 10$ при концентрации водорода в газовой фазе

0 – 40 % (моль). При этом размеры образующихся кристаллитов регулируются кинетическим режимом синтеза, а окислительно-восстановительный потенциал газовой фазы ($\lg p_{O_2}$) непрерывно контролируется, например при помощи ячейки ЭДС.

При получении крупнокристаллической шпинели с целью обеспечения высоких скоростей роста кристаллов твердофазный синтез необходимо осуществлять при

максимально высоких температурах (1400 – 1500 К) и значениях $\lg p_{O_2} = -7 \div -12$, достижимых практически при любых соотношениях $\frac{CO}{CO + CO_2} \cdot 100$, $\frac{H_2}{H_2 + H_2O} \cdot 100$

и любых, в том числе нулевых, концентрациях водорода, и может обеспечиваться, например, бесконтактным по отношению к твердым реагентам присутствием в реакторе твердого углерода.

В процессах магнетизирующего обжига железорудных концентратов или упрочняющего обжига окатышей или брикетов, осуществляемых при температурах 1000 – 1100 К значение $\lg p_{O_2}$ должно поддерживаться в узких пределах $-18 \div -20$ при 1000 К и $-16 \div -17$ при 1100 К, что может быть обеспечено при сжигании углеводородного топлива с коэффициентом избытка воздуха менее единицы.

При восстановительном обжиге рудугольных окатышей или брикетов с целью достижения максимальной степени восстановления необходимо при температурах процесса 1100 – 1200 К обеспечить поддержание в реакционной зоне в газовой фазе значение $\lg p_{O_2} = -20 \div -24$ при 1100 К и $\lg p_{O_2} = -19 \div -22$ при 1200 К, что в присутствии твердого углерода (табл. 2) может достигаться при невысоких концентрациях диоксида углерода в газовой фазе $\frac{CO}{CO + CO_2} \cdot 10 = 6 \div 10$ и концентрациях водорода 0 ÷ 40 % (моль).

При повышении температуры (если это возможно по условиям стойкости футеровки, спекания материала) процесс может осуществляться при более высоких значениях p_{O_2} (при 1373 К $\lg p_{O_2} \approx -15$) при минимальных (практически нулевых) концентрациях CO_2 и H_2O) и любых (в том числе и нулевых) концентрациях водорода в конечной газовой фазе.

При нагреве стали с целью термической обработки изделий или обработке заготовок давлением на поверхности металла образуются пленки из оксидов железа. Угар заготовок, нагреваемых под прокатку в методических печах, достигает 1,5 %. Окисление металла можно в значительной степени уменьшить, обеспечив оптимальный режим нагрева, и в том числе состав продуктов сгорания топлива. При рекомендуемых для большинства марок стали температурах нагрева перед прокаткой (1400 – 1500 К) значения $\lg p_{O_2}$ должны составлять не более $-11 \div -14$ (см. рис. 3), что может быть достигнуто лишь при достаточно высоких концентрациях монооксида углерода и водорода в продуктах сгорания. При снижении значений $\lg p_{O_2}$ до $-12 \div -14$ возможно выделение из газовой фазы сажистого углерода, что предохраняет сталь от окисления и обезуглероживания поверхностных слоев. С этой точки зрения с целью поддержания низкого кислородного потенциала целесообразно в топливную смесь вводить часть твердого углерода или использовать наряду с газовыми пылеугольными горелками. Во всех случаях необходимые значения $\lg p_{O_2}$ могут быть получены только при коэф-

Т а б л и ц а 2

**Количественные изменения состава газовой фазы и вариации значений $\lg P_{O_2}$,
газовых смесей, из которых при охлаждении (до 800 К) выделяется сажистый углерод**

Номер смеси	Состав исходной газовой фазы, % (моль)			$T_{н.с.}, K$	$C_{сжж}$ $\sum C + \sum H_2 + \sum O_2$	Состав конечной газовой фазы, % (моль)				Изменения значений $-\lg P_{O_2}$ при охлаждении исходных газовых смесей от $T_{н.с.}$ до температуры			
	$\sum H_2$	$\sum C$	$\sum O_2$			H_2	C	O_2		900 К	1000 К	1100 К	1200 К
10-5	10	52	38	940	0,108	10	47	43		23,0** ÷ 24,0*	Табл. 1	Табл. 1	Табл. 1
10-6	10	54	36	960	0,149	11	47	42		23,0** ÷ 24,4	То же	То же	То же
10-7	10	56	34	990	0,176	12	47	41		23,0** ÷ 24,8	— // —	— // —	— // —
10-8	10	58	32	1050	0,216	13	46	41		23,0** ÷ 25,3	— // —	— // —	— // —
						11	54	35		Табл. 1	22,3 ÷ 22,7	— // —	— // —
10-9	10	59	31	1150	0,243	13	46	41		23,0** ÷ 25,8	Табл. 1	— // —	— // —
						11	54	35		Табл. 1	22,3 ÷ 23,2	— // —	— // —
						10	57	33		— // —	Табл. 1	19,5 ÷ 20,0	— // —
						14	45	41		23,0** ÷ 25,0	— // —	Табл. 1	— // —
10-10	10	60	30	1373	0,284	13	54	33		Табл. 1	22,3 ÷ 23,6	— // —	— // —
						12	55	33		То же	Табл. 1	19,5 ÷ 20,5	— // —
20-6	20	47	33	945	0,101	11	58	31		— // —	То же	Табл. 1	17,0 ÷ 17,7
20-7	20	49	31	980	0,152	22	40	38		23,5* ÷ 24,0	— // —	То же	Табл. 1
20-8	20	50	30	1040		24	41	35		23,5* ÷ 24,3	— // —	— // —	То же
						25	39	36		23,6* ÷ 24,7	— // —	— // —	— // —
20-9	20	52	28	1110	0,228	26	38	36		23,6* ÷ 25,0	— // —	— // —	— // —
						23	47	30		Табл. 1	22,2 ÷ 23,2	— // —	— // —
						22	50	28		— // —	Табл. 1	19,5 ÷ 20,0	— // —
20-10	20	54	26	1373	0,259	26	38	36		23,6* ÷ 25,3	— // —	Табл. 1	— // —
						23	47	30		Табл. 1	22,2 ÷ 23,6	— // —	— // —
						22	50	28		То же	Табл. 1	19,8 ÷ 20,3	— // —
30-6	30	39	31	940	0,083	21	52	27		— // —	То же	Табл. 1	17,0 ÷ 17,7
30-7	30	41	29	965	0,119	32	36	32		23,5* ÷ 24,0	— // —	То же	Табл. 1
30-8	30	43	27	1010	0,153	33	33	34		23,5* ÷ 24,3	— // —	— // —	То же
30-9	30	45	25	1100	0,198	35	35	30		23,6* ÷ 24,6	— // —	— // —	— // —
						36	34	30		23,7* ÷ 25,0	— // —	— // —	— // —
						32	41	27		Табл. 1	22,8 ÷ 23,3	— // —	— // —

Т а б л и ц а 2 (продолжение)

Номер смеси	Состав исходной газовой фазы, % (моль)			$T_{н.с}, K$	$C_{сж} \frac{\sum C + \sum H_2 + \sum O_2}{\sum C + \sum H_2 + \sum O_2}$	Состав конечной газовой фазы, % (моль)			Изменения значений $-\lg p_{O_2}$ при охлаждении исходных газовых смесей от $T_{н.с}$ до температуры			
	$\sum H_2$	$\sum C$	$\sum O_2$			H_2	C	O_2	900 К	1000 К	1100 К	1200 К
30-10	30	47	0	1373	0,230	37	33	30	23,8* ÷ 25,3	Табл. 1	— // —	— // —
40-7	40	34	26	930	0,067	33	40	27	Табл. 1	22,8 ÷ 23,6	— // —	— // —
40-8	40	36	24	970	0,111	32	43	25	— // —	Табл. 1	19,8 ÷ 20,1	— // —
40-9	40	38	22	1090	0,146	43	31	26	24,0* ÷ 24,3	То же	Табл. 1	— // —
40-10	40	40	20	1373	0,170	45	30	25	24,0* ÷ 24,6	— // —	То же	— // —
50-8	50	30	20	930	0,042	47	29	24	24,1* ÷ 25,0	— // —	— // —	— // —
50-9	50	32	18	1030	0,082	44	35	21	Табл. 1	23,0 ÷ 23,5	— // —	— // —
50-10	50	34	16	1373	0,110	49	29	22	24,4* ÷ 25,3	Табл. 1	— // —	— // —
60-9	60	25	15	950	0,020	46	34	20	Табл. 1	23,1 ÷ 23,8	— // —	— // —
60-10	60	27	13	1373	0,039	45	36	19	— // —	Табл. 1	19,8 ÷ 20,0	— // —
						52	28	20	24,4* ÷ 24,6	То же	Табл. 1	— // —
						54	27	19	24,5 ÷ 25,0	— // —	То же	— // —
						52	30	18	Табл. 1	23,2 ÷ 23,5	— // —	— // —
						56	26	18	24,6 ÷ 25,3	Табл. 1	— // —	— // —
						53	30	17	Табл. 1	23,3 ÷ 23,7	— // —	— // —
						51	32	17	— // —	Табл. 1	20,2 ÷ 20,4	— // —
						61	24	15	24,6 ÷ 24,7	То же	Табл. 1	— // —
						62	24	14	24,6 ÷ 24,7	— // —	То же	— // —
						62	25	13	Табл. 1	23,6 ÷ 23,8	— // —	— // —
						62	26	12	— // —	Табл. 1	20,3 ÷ 20,4	— // —

П р и м е ч а н и е. Табл.1 обозначает, что равновесные значения $\lg p_{O_2}$ газовых фаз, ненасыщенных углеродом, приведены в таблице 1.

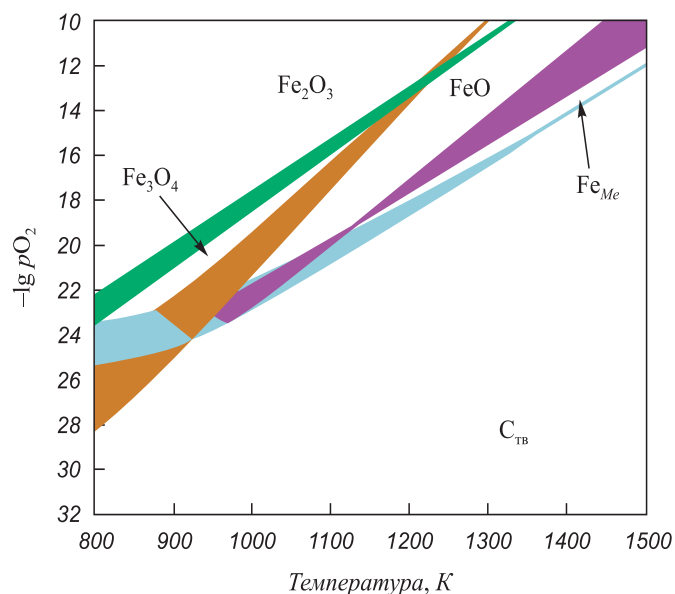


Рис. 3. Фазово-химические равновесия в системе Fe – C – O₂ – H₂ в зависимости от $\lg p_{O_2}$ газовой фазы и температуры:

■ – поверхность углеродоотложения; ■ – поверхность перехода FeO в Fe_{Me}; ■ – поверхность FeO – Fe₃O₄; ■ – поверхность Fe₃O₄ – Fe₂O₃

фициенте избытка воздуха $\gamma_v < 1$, а необходимый тепловой баланс процесса должен обеспечиваться за счет увеличения расхода топлива.

Выводы. Основные параметры технологических процессов, связанных с окислением, а также восстановлением оксидов железа, для удобства практического применения систематизированы в виде таблиц со значениями кислородных потенциалов газовой фазы в зависимости от состава гомогенной газовой смеси и температуры. Обозначены также исходные и конечные составы газовых смесей, температура начала сажеотложения и количество сажистого углерода, выделяющего-

ся при охлаждении из насыщенной углеродом исходной газовой фазы. На основе собранных данных рекомендованы оптимальные режимы для некоторых технологических процессов, таких как получение шпинелей (тонкодисперсных и крупнокристаллических), упрочняющего и восстановительного обжига рудоугольных окатышей, а также термической обработки металлических изделий.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Филиппов С.И. Теория металлургических процессов. – М.: Металлургия, 1967. – 280 с.
2. Есин О.А., Гельд П.В. Физическая химия пирометаллургических процессов. Ч. I. Реакции между газообразными и твердыми фазами. – 2-е изд., испр. и дополн. – Свердловск: Государственное научно-техническое издательство литературы по черной и цветной металлургии, 1962. – 671 с.
3. Попель С.И., Сотников А.И., Бороненков В.Н. Теория металлургических процессов: Учеб. пособие для вузов. – М.: Металлургия, 1986. – 463 с.
4. Теория металлургических процессов: Учебник для вузов / Под ред. Д.И. Рыжонкова. – М.: Металлургия, 1989. – 392 с.
5. Сури С.А. Термодинамика высокотемпературных процессов: Справочник. – М.: Металлургия, 1985. – 568 с.
6. Термодинамические свойства индивидуальных веществ. Т. 1 – 4 / Под ред. В.П. Глушко. – М.: Наука, 1979. – 1982. – 1620 с.
7. Якушевич Н.Ф., Чужинова И.В. // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии. Вып. 20. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2007. С. 25 – 36.
8. Якушевич Н.Ф., Елкин К.С., Чужинова И.В. // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии. Вып. 21. – Новокузнецк, изд. СибГИУ, 2008. С. 27 – 33.
9. Строкина И.В., Якушевич Н.Ф. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2011. № 6. С. 32 – 36.
10. Якушевич Н.Ф., Строкина И.В., Полях О.А. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2011. № 8. С. 13 – 18.

© 2012 г. Н.Ф. Якушевич, И.В. Строкина, О.А. Полях
Поступила 3 октября 2011 г.

УДК 669.14.018.5-176

Р. Лазарова¹, П. Кузманов¹, Р. Димитрова¹, А. Черепанов², В. Манолов¹

¹ Институт металловедения, сооружения и технологии «Акад. А. Балеvски» БАН (София, Болгария)

² Учреждение академии наук Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН (Новосибирск, Россия)

СВОЙСТВА СТАЛИ 110Г13Л И ЧУГУНА СЧ 25, МОДИФИЦИРОВАННЫХ НАНОПОРОШКАМИ ТУГОПЛАВКИХ СОЕДИНЕНИЙ*

Качество металлоизделий, их механические и эксплуатационные свойства во многом определяются макро- и микроструктурой металла. Поэтому поиск

эффективных способов управления процессом формирования кристаллической структурой является важной задачей литейного и металлургического производств. В последние годы большое внимание уделяется применению нанопорошков тугоплавких соединений в качестве экзогенных модифицирующих добавок. Было установлено, что введение в расплав специально под-

* Работа проведена при содействии Национального фонда «Научные исследования» Республики Болгарии – Проект ТК01/076, интеграционного проекта СО РАН № 12, Россия и гранта РФФИ № 11-08-00814.

готовленных нанопорошковых модификаторов в количестве, не превышающем десятых долей процента по массе, позволяет упрочнить матрицу металла и одновременно воздействовать на его кристаллическое строение за счет инокулирующих способностей поверхности частиц [1 – 5]. Эффективность такого воздействия зависит от химического состава наночастиц, используемых для модифицирования конкретного сплава, концентрации тугоплавкой составляющей композиции, способа ее ввода в расплав, температурного режима обработки сплава.

В настоящей работе представлены результаты экспериментального исследования свойств модифицированных и не модифицированных образцов из стали и чугуна марок 110Г13Л и СЧ 25 соответственно. Сталь 110Г13Л находит широкое применение при изготовлении быстро изнашиваемых частей (плиты, щеки, била, конуса дробилок различных типоразмеров) дробильного оборудования, на экскаваторах востребованными запчастями являются зубья ковша, гусеничные траки и др. Феррито-перлитный чугун СЧ 25 применяется для деталей, работающих при динамических нагрузках. Это поршни цилиндров, барабаны сцепления, зубчатые колеса и другие отливки. Поэтому повышение износостойкости деталей является весьма актуальной практической задачей. Результаты экспериментов показали, что применение наномодификатора (НМ) приводит к измельчению структуры и к улучшению механических свойств исследованных сплавов.

Выбор модифицирующих добавок осуществляли согласно рекомендациям авторов работ [5 – 7]. В статьях [3, 6, 7] теоретически и экспериментально установлено, что нитрид и карбонитрид титана, обладающая металлической проводимостью, являются эффективными инокуляторами для сплавов на основе железа и устойчивыми к растворению в перегретом расплаве стали. Проведенные ранее исследования по модифицированию износостойкого чугуна нанопорошковыми композициями на основе нитрида титана и оксида иттрия [7] показали существенное повышение износостойкости деталей горнодобывающего оборудования, что и обусловило использование аналогичной композиции для анализа ее воздействия на свойства серого чугуна.

Краткое описание эксперимента

Расплав получали в индукционной печи Laybold Heraeus с вместимостью тигля до 10 кг стали. В зависимости от потребности эксперимента печь может работать под давлением до 8 МПа, а также под вакуумом и при атмосферном давлении. В рассматриваемом случае экспериментальные отливки массой 2 кг отливались в песчаные формы при атмосферном давлении. Форма отливки подобрана так, чтобы имелся тепловой узел, при котором условия кристаллизации менее бла-

гоприятны и размер зерен больше. Из отливок были получены экспериментальные образцы для анализа макро- и микроструктуры, а так же механических свойств. Во время эксперимента измерялась температура литья с помощью погружаемой Pt – PtRh термомпары, а также температура стенки формы во время затвердевания. Отлиты образцы с наномодификатором и без него.

НМ с определенной заранее массой заворачивался в алюминиевую фольгу и вставлялся в контейнер из стальной трубки. Применялось внутритечное модифицирование, для чего контейнер погружался в тигель с расплавом на время, необходимое для полного расплавления контейнера и гомогенизации порошка в объеме расплава за счет индукционного перемешивания последнего.

Влияние нанопорошка TiN на свойства стали 110Г13Л

Наноразмерный порошок TiN, полученный плазмохимическим синтезом, смешивался с порошком хрома со средним размером частиц 30 мкм в соотношении TiN : Cr = 1 : 2 и подвергался механической обработке (активации) в планетарной мельнице АГО 3.

Отлиты экспериментальные образцы из стали 110Г13Л с химическим составом (здесь и далее по массе): 1,1 – 1,3 % C, 11,5 – 13,5 % Mn, до 0,5 % Si и до 0,06 % P без и с добавлением НМ, содержащего 0,025 % TiN. Макроструктура стали с наномодификатором и без него показана на рис. 1. Хорошо видно измельчение и изменение морфологии кристаллитов в образце с НМ. Вместо столбчатой они приобрели близкую к глобулярную форму. Проведены испытания образцов на износостойкость по стандартной методике, согласно которой основа цилиндрического образца скользит по вращающемуся диску, на котором закреплена абразивная бумага. Образец подвергался соответствующей нагрузке. Результаты исследования показаны на рис. 2. Видно, что оба образца с одинаковым количеством наномодификатора имеют меньшую потерю массы Δm (с некоторым разбросом значений) по сравнению с образцом без НМ при одинаковом числе N циклов. Здесь показана и зависимость динамики износа ΔM от времени, которая также меньше для образцов с НМ по сравнению с



Рис. 1. Макроструктура образцов из стали марки 110Г13Л: а – без НМ; б – НМ 0,025 % TiN

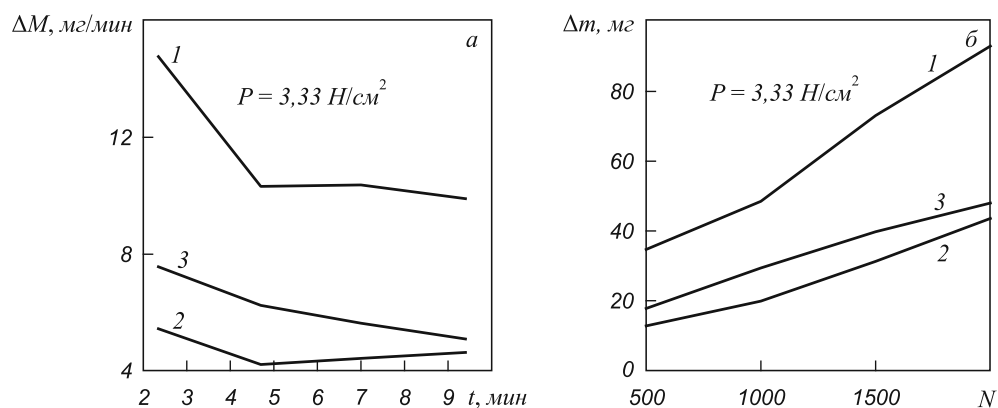


Рис. 2. Зависимости динамики износа ΔM от времени t (а) и потери массы Δm от числа N циклов (б) для образцов из стали 110ГЛ13: 1 – без модификатора; 2 – 0,025 % TiN; 3 – 0,025 % TiN

образцом без него. По экспериментальным значениям была вычислена износостойкость I стали по формуле

$$I = \rho SL / \Delta m, \quad (1)$$

где ρ и S – плотность и площадь образца; L – длина пути трения.

Результаты расчета представлены ниже:

Образец	Δm , г	$I \cdot 10^{-6}$	Улучшение I , %
I^*	0,0930	1,37	0
2	0,0436	2,92	113
3	0,0480	2,66	94

Примечание. * – образец без добавления НМ.

Из выше представленного следует, что образцы с введенным наномодификатором имеют значение износостойкости существенно выше образцов без НМ. Это увеличение достигает порядка 100 %.

Влияние нанопорошков $\text{TiC}_{0,5}\text{N}_{0,5} + \text{Y}_2\text{O}_3$ на свойства чугуна СЧ 25

Из чугуна с химическим составом 3,33 % С, 1,99 % Si, 0,55 % Mn были отлиты экспериментальные образцы с НМ и без него. Наномодификатор состоял из смеси порошков в соотношении $\text{TiC}_{0,5}\text{N}_{0,5} : \text{Y}_2\text{O}_3 : \text{Cr} : \text{Fe} = 5 : 3 : 16 : 5$.

Концентрация $\text{TiC}_{0,5}\text{N}_{0,5}$ изменялась в интервале от 0,015 до 0,04 %. Выполненные металлографические исследования показали, что образцы, модифицированные НМ с $\text{TiC}_{0,5}\text{N}_{0,5}$ в количестве 0,015 и 0,025 % имеют более мелкие и равномерно распределенные графитовые включения (рис. 3, б, в, г) по сравнению с образцом без $\text{TiC}_{0,5}\text{N}_{0,5}$ (рис. 3, а). Здесь и далее указывается содержание тугоплавкого соединения $\text{TiC}_{0,5}\text{N}_{0,5}$, поскольку количество второго соединения (Y_2O_3) легко рассчитать согласно приведенному выше соотношению для компонентов смеси. Механические свойства образцов из чугуна СЧ 25 представлены ниже:

Образец	Содержание TiCN, %	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
1	Без НПИ	233,5	257,6	0,50
2	0,015	270,6	297,7	0,53
3	0,025	278,5	298,3	0,45
4	0,040	235,2	242,1	0,30

Не трудно видеть, что для образцов с содержанием 0,015 % $\text{TiC}_{0,5}\text{N}_{0,5}$ предел текучести $\sigma_{0,2}$ и прочность на растяжение σ_B выше, чем у образцов без НМ на 16 и 15 % соответственно. Для чугуна с содержанием 0,025 % $\text{TiC}_{0,5}\text{N}_{0,5}$ это превышение составляет 19 и 16 %. Дальнейшее увеличение концентрации наномодификатора не приводит к повышению механических свойств сплава, что может быть связано с коагуляцией частиц и снижением инокулирующей способности.

Проведены также исследования износостойкости чугуна в соответствии с описанной выше методикой. На рис. 4 показано сравнение зависимостей потери массы Δm образца от числа N циклов для образца без

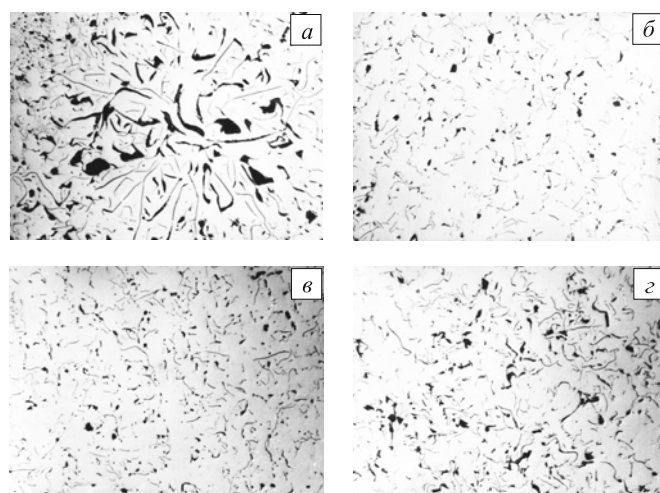


Рис. 3. Микроструктура, $\times 100$, образцов из чугуна марки СЧ 25: а – без $\text{TiC}_{0,5}\text{N}_{0,5}$; б – с 0,015 % $\text{TiC}_{0,5}\text{N}_{0,5}$; в – с 0,025 % $\text{TiC}_{0,5}\text{N}_{0,5}$; г – с 0,040 % $\text{TiC}_{0,5}\text{N}_{0,5}$

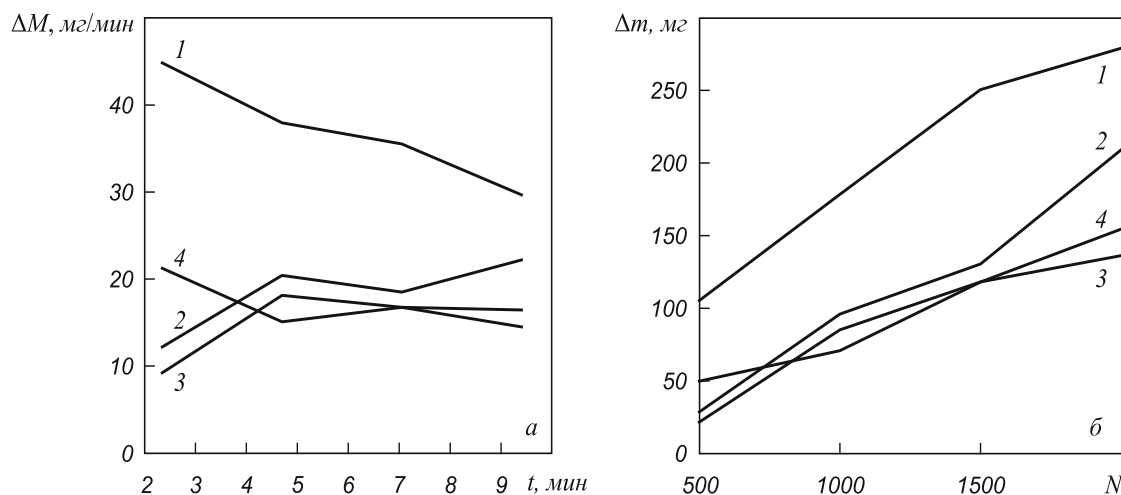


Рис. 4. Зависимости динамики износа ΔM от времени t (а), потери массы Δm от числа N циклов (б) для образцов из чугуна СЧ 25: 1 – без модификатора; 2 – 0,015 % TiCN; 3 – 0,025 % TiCN; 4 – 0,04 % TiCN

НМ и для образцов с содержанием 0,015, 0,025 и 0,04 % $\text{TiC}_{0,5}\text{N}_{0,5}$. Видно значительное уменьшение величины Δm для наномодифицированных образцов. Подобные результаты (рис. 4) получены и для зависимости динамики износа ΔM от времени. Износостойкость I вычислена по формуле (1) для соответствующих образцов. Результаты расчета представлены ниже:

Образец	$I \cdot 10^{-6}$	Улучшение I , %
1	0,5	–
2	0,6	20
3	1,0	100
4	0,8	60

Из выше представленного следует, что для наномодифицированных образцов величина I выше на 20 – 100 % (в зависимости от концентрации НПИ) по сравнению с образцами без наномодификатора.

Выводы. Проведенные экспериментальные исследования влияния наноразмерных модифицирующих добавок показывают, что введение небольших количеств порошков TiN и $\text{TiC}_{0,5}\text{N}_{0,5} + \text{Y}_2\text{O}_3$ в расплав стали и чугуна марок 110Г13Л и СЧ 25 соответственно приводит к измельчению структурных составляющих затвердевшего

металла, изменению их морфологии, и, как следствие, к росту значений механических характеристик и повышению износостойкости модифицированных сплавов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Плазмохимический синтез ультрадисперсных порошков и их применение для модифицирования металлов и сплавов / В.П. Сабуров, А.Н. Черепанов, М.Ф. Жуков и др. – Новосибирск: Наука, 1996. – 312 с.
2. Модифицирование сталей и сплавов дисперсными инкуляторами / В.П. Сабуров, Е.Н. Еремин, А.Н. Черепанов, Г.Н. Миннеханов. – Омск: изд. ОмГТУ, 2002. – 212 с.
3. Комшуков В.П., Черепанов А.Н., Протопопов Е.В. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2008. № 8. С. 10, 11.
4. Razavi M., Rahimpour M.R., Zamani A.H. // Science and Engineering: A. Vol. 454, 455. 2007. P. 144 – 147.
5. Бабаскин Ю.З., Овсиенко Д.Е., Ростовская Л.А. и др. // Литейное производство. 1975. № 2. С. 17 – 20.
6. Комшуков В.П., Протопопов Е.В., Черепанов А.Н., Фойгт Д.Б. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2009. № 2. С. 22 – 24.
7. Пат. № 2344180 РФ. Способ внепечного модифицирования чугунов и сталей / В.А. Полубояров, А.Н. Черепанов, З.А. Каратаева, Е.Н. Ушакова // Изобретения. Полезные модели. 2009. № 2. С. 32.

© 2012 г. Р. Лазарова, П. Кузманов, Р. Димитрова,
А. Черепанов, В. Манолов
Поступила 11 июля 2011 г.

И.В. Некрасов, О.Ю. Шешуков, В.Н. Невидимов, С.А. Истомин

Институт металлургии УрОРАН (г. Екатеринбург)

МЕТОДИКА ОЦЕНКИ ВЯЗКОСТИ ПРОМЫШЛЕННЫХ ШЛАКОВ*

Возможность прогнозирования физико-химических свойств шлаков важна для разработки и совершенствования металлургических технологий. Одним из наиболее значимых свойств шлаков является вязкость, поскольку в основе многих металлургических процессов лежат явления, зависящие от характера тепло- и массопереноса в шлаковой фазе. В производственных условиях шлаки, как правило, гетерогенны, поэтому на практике необходимую вязкость шлака получают, фактически, регулируя степень его гетерогенности. При этом используют эмпирические зависимости, отражающие только качественную сторону процесса и частные условия. Объективные трудности в описании свойств гетерогенных шлаков затрудняют разработку и применение научно-обоснованных количественных зависимостей. Очевидно, это снижает возможности управляющих воздействий и эффективность технологий.

Средний химический состав гетерогенных шлаков не в полной мере характеризует их свойства. Для разработки адекватных моделей свойств необходимо иметь метод расчета распределения компонентов по фазам и количества фаз, отражающий природу гетерогенных шлаков. Подобный метод позволит оценивать их эффективную вязкость по данным о среднем химическом составе и температуре, используя зависимости, предложенные А. Эйнштейном и Я. Френкелем для вязкости суспензий [1].

В ряде исследований [2 – 4] обсуждалась возможность применения к шлакам уравнения Эйнштейна и его модификаций:

$$\eta = \eta_0(1 + 2,5\epsilon); \quad (1)$$

здесь η – вязкость суспензии; η_0 – вязкость жидкой фазы суспензии; ϵ – объемная доля твердых частиц.

Авторы работы [2] проверили возможность использования диаграммы состояния $\text{CaO} - \text{SiO}_2 - \text{FeO}_n$ для оценки эффективной вязкости гетерогенных шлаков этой системы путем определения количества твердых частиц и состава жидкой фазы из геометрических построений. Известный состав жидкой фазы позволял определять ее вязкость η_0 по моделям вязкости для гомогенных шлаков и рассчитать эффективную вязкость по уравнению (1) или его модификациям. Сопоставляя опытные значения вязкости гетерогенного шлака с расчетными, проверяли адекватность этих уравнений. Было отмечено удовлетворительное соответствие опытных данных и результатов расчетов по уравнению

$$\eta = \eta_0(1 - \epsilon)^{-2,5}. \quad (2)$$

Возможность использования для расчетов эффективной вязкости диаграммы состояния определяется тем, что последняя является диаграммой растворимости какого-либо соединения в расплаве [5]. Поэтому диаграмму состояния можно рассматривать как «графически изображенную модель насыщения» для двух-, трех- или, максимум, четырехкомпонентной системы. Возможность расчета состава жидкой фазы и количества твердых частиц по диаграммам определяется тем, что известно положение линии ликвидус в координатах состав – температура.

Очевидно, что диаграмма состояния в качестве «графически изображенной модели насыщения» менее практична, чем аналитическая модель, которая позволила бы рассчитывать количество и состав фаз при равновесии с многокомпонентным расплавом при разных температурах. Методика определения количества фаз и их составов в аналитической модели может быть аналогична известной методике расчета по диаграммам состояния, являясь ее обобщением для многокомпонентных систем [6].

В настоящей работе для оценки равновесного состава твердых и жидких фаз в шлаках предлагается использовать современный вариант полимерной модели строения шлаков [7 – 9]. Полимерная теория строения шлака является дальнейшим развитием ионной теории. Ее особенностью является учет наличия в расплаве не только простейших ионов, но также и крупных комплексных анионов, которые могут объединяться друг с другом, т.е. полимеризоваться. Причиной образования комплексных анионов является существенное различие

* Статья подготовлена при финансовой поддержке междисциплинарного проекта «Формирование стратегических приоритетов инновационных преобразований в металлургии», выполняемого в рамках программы фундаментальных исследований РАН №26 «Научно-технологический прогноз развития экономики России», проекта «Создание новых материалов – металлургического концентрата и магнетиальных шлаковых смесей путем переработки минерального сырья, содержащего карбонаты железа и магния для применения в сталеплавлении производстве», выполняемого в рамках программы ОХНМ-5 РАН «Создание новых видов продукции из минерального и органического сырья», НИИ-5253-2010.3 «Физико-химические основы пирометаллургических процессов переработки комплексных руд и техногенных отходов».

ионных потенциалов катионов шлака, оценивающихся отношением заряда катиона к его размеру. Это различие приводит к тому, что наиболее «сильные» катионы, прежде всего кремния, формируют вокруг себя достаточно стабильное окружение из анионов кислорода. Сила связи внутри этих комплексов больше, чем между этими анионами и окружающими катионами, что и позволяет выделять комплексы как отдельные структурные единицы расплава. Кроме того, в отличие от солевых систем простейшие анионы оксидных расплавов имеют заряд 2^- , поэтому он может образовывать две связи с ближайшими катионами. Например, одну связь с катионом кремния, а другую – с катионом кальция или же обе связи с катионами кремния. В результате в зависимости от состава шлака, например, от содержания катионов кальция, возможно различное развитие процессов объединения кремнекислородных анионов (полимеризации). Исходя из учета этих процессов в полимерной модели строения оксидных расплавов рассчитываются ряд свойств шлаков и активности их компонентов [8, 9].

Рассмотрим разработанный нами алгоритм прогнозирования состава и количества фаз на примере, отражающем аналогию алгоритма с методикой расчетов по диаграммам состояния (рис. 1). В точке 1, расположенной выше линии ликвидус L , исходный расплав имеет соответствующие температуру и содержание оксида MeO . Степень приближения расплава к насыщению MeO в полимерной модели оценивается по соотношению двух параметров: $a_{\text{тд}}$ – термодинамической активности MeO в расплаве, являющейся функцией состава расплава, и $a_{\text{нас}}$ – активности насыщения MeO , являющейся функцией температуры T [7].

В точке 1 с соответствующей температурой T_1 справедливо неравенство, свидетельствующее о ненасыщенности расплава MeO (рис. 1, а, б):

$$a_{\text{тд}} < a_{\text{нас}(T_1)}. \quad (3)$$

При понижении температуры от точки 1 до точки 2 (не включая саму точку 2, лежащую на линии ликвидус L) происходит снижение активности насыщения, однако ее значения все еще превышают значения $a_{\text{тд}}$. В точке 2 активность насыщения MeO , определяемая температурой T_2 , достигает термодинамической активности MeO в расплаве, что свидетельствует о насыщении расплава MeO [7]:

$$a_{\text{тд}} = a_{\text{нас}(T_2)}. \quad (4)$$

Если и при дальнейшем снижении температуры от точки 2 до точки 3 считать, что состав исходного расплава не изменяется (не снижается содержание MeO), то значение $a_{\text{тд}}$ становится выше, чем, например значение $a_{\text{нас}(T_3)}$. Это говорит о том, что однородный расплав с исходным содержанием MeO при температурах

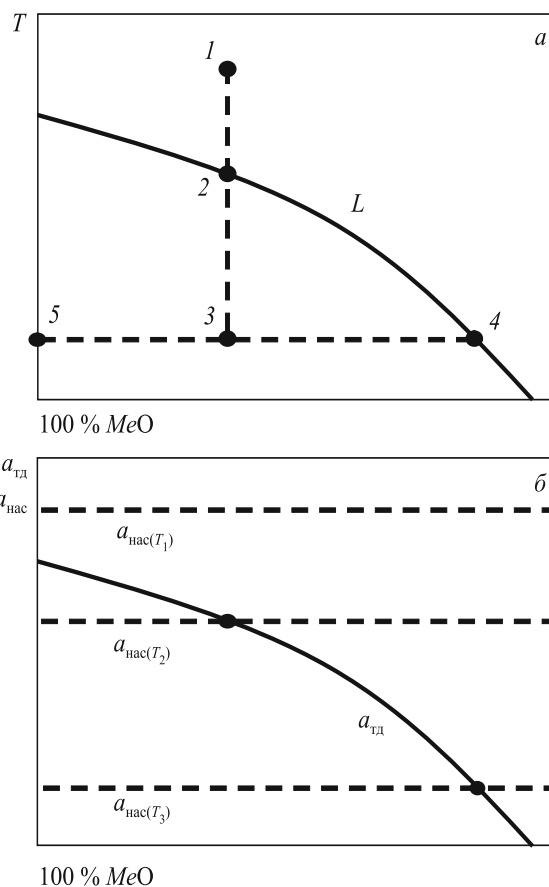


Рис. 1. Принципиальная схема расчета количества твердых частиц в гетерогенном шлаке и состава его жидкой фазы, иллюстрирующая аналогию с методикой расчетов по диаграммам состояния: а – участок гипотетической диаграммы состояния бинарного расплава в координатах состав – температура; б – соотношение термодинамической активности и активности насыщения оксида MeO в расплаве при изменении температуры

ниже ликвидуса существовать не может. Поэтому при понижении температуры ниже ликвидуса начинается выделение MeO из однородного расплава в таких количествах, чтобы при каждой температуре соблюдалось равенство $a_{\text{тд}} = a_{\text{нас}}$, т.е. при понижении температуры от точки 2 до точки 3 изменение состава однородного расплава происходит по линии 2 – 4 (рис. 1, а).

Если рассматривать указанный пример в виде части диаграммы состояния (рис. 1, а), то массовую долю кристаллов MeO и состав жидкой фазы шлака можно определить из графических построений (линия 5 – 3 – 4) – эта возможность обусловлена известным положением линии ликвидус на диаграмме. Однако наличие графически представленной линии ликвидус в координатах состав – температура не обязательно, поскольку линия ликвидус описывается равенством $a_{\text{тд}}$ и $a_{\text{нас}}$, фактически задающих эти же координаты. Поэтому положение линии ликвидус в координатах состав – температура может определяться расчетом (рис. 1, б). Это позволяет применить описанный выше алгоритм для многокомпонентных шлаков, для которых не существует графически представленных диаграмм состояния – графически

изображенные поверхности ликвидус равноценно заменяются уравнениями полимерной модели.

Таким образом, методика определения количества нерастворенных кристаллов и состава жидкой фазы гетерогенного шлака состоит в следующем:

– определение минимальной температуры, при которой для всех компонентов шлака термодинамические активности не превышают активностей насыщения (определяется температура ликвидус);

– уменьшение содержания тех компонентов в расплаве, для которых по мере снижения температуры ниже ликвидуса активность насыщения сравнивается с термодинамической; уменьшение содержания этих компонентов в расплаве производится таким образом, чтобы при каждой температуре имели равенство $a_{\text{тд}} = a_{\text{нас}}$ (рассчитывается состав жидкой фазы гетерогенного шлака);

– определение массовой доли нерастворенных кристаллов по балансу компонентов исходного расплава при температуре ликвидус и состава жидкой фазы при его гетерогенизации.

Известный состав жидкой фазы позволяет определить ее вязкость η_0 по моделям для гомогенных систем [7]. Для пересчета массовой доли твердой фазы в объемную долю следует иметь данные о плотности твердых частиц и жидкой фазы шлака [5]. Используя формулы вида (1) и (2) при имеющихся значениях вязкости η_0 жидкой фазы и объемной доли ϵ нерастворенных кристаллов, можно определять эффективную вязкость шлака η . Сопоставление опытных данных и результатов расчета вязкости по представленной методике приведено на рис. 2 для типичного шлака внепечной обработки стали, содержащего 55,8 % CaO; 23,6 % SiO₂; 7,7 % MgO; 1,5 % FeO; 11,4 % Al₂O₃.

Согласно расчетам по полимерной модели при снижении температуры ниже ликвидуса (1565 °C) начинается уменьшение количества CaO в расплаве (рис. 2, а), что приводит к появлению в шлаке соответствующего количества кристаллов CaO (рис. 2, в). По мере снижения содержания CaO в жидкой фазе шлака происходит соответствующее повышение содержания остальных компонентов в жидкой фазе шлака, в том числе MgO (рис. 2, б). При температуре 1440 °C жидкая фаза насыщается оксидом MgO, дальнейшее снижение температуры приводит к снижению его содержания в жидкой фазе (рис. 2, б) и появлению соответствующего количества кристаллов MgO (рис. 2, в). Поэтому при снижении температуры ниже ликвидуса вязкость шлака растет быстрее, чем можно судить по расчетам, не учитывающим гетерогенизацию (рис. 2, з).

Необходимо отметить, что обоснованно использовать результаты расчетов по представленной методике для описания свойств реальных шлаков можно только при сохранении ньютоновского характера их вязкого течения, т.е. при значениях ϵ до 0,1 – 0,25 [3, 4]. Кроме того, выделившиеся кристаллы CaO и MgO могут поглощать оксиды железа и марганца из жидкой фазы

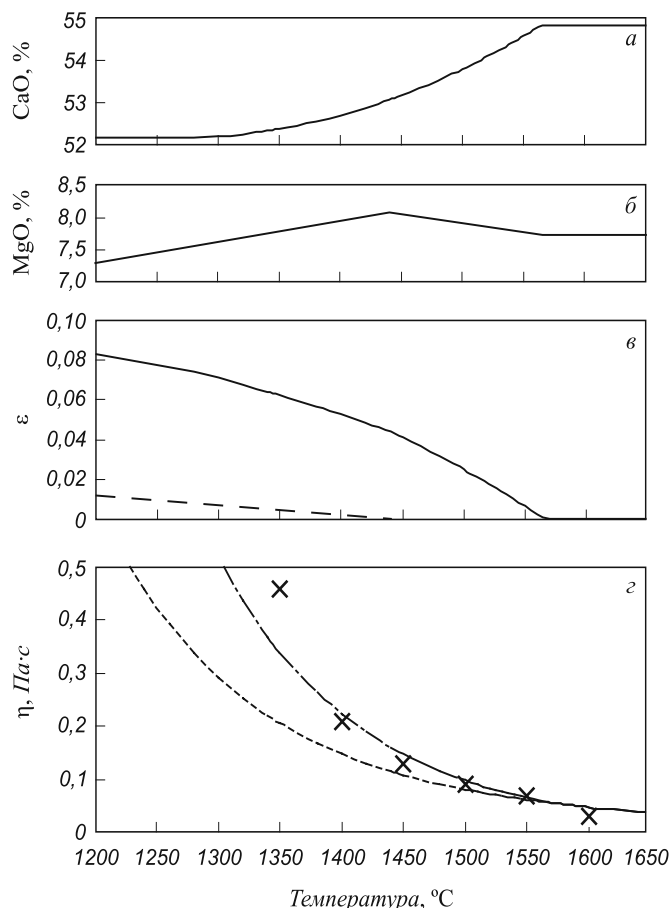


Рис. 2. Температурные зависимости опытных значений вязкости η и промежуточных результатов ее расчета:

а и б – содержание CaO и MgO в жидкой фазе шлака; в – объемная доля ϵ твердых частиц CaO (—) и MgO (---) в шлаке; з – значения вязкости, рассчитанные по полимерной модели с учетом гетерогенизации (— · —) и без ее учета (.....); X – опытные значения вязкости

шлака с образованием растворов типа (Ca-Fe-Mn)O и (Mg-Fe-Mn)O, что должно оказывать влияние на результаты экспериментов по измерению вязкости [10]. Чем больше в шлаке частиц CaO и MgO и чем дольше они существуют, тем больше эти частицы должны поглощать оксиды железа и марганца из жидкой фазы шлака, повышая ее вязкость и увеличиваясь в размерах.

Выводы. Результаты собственных исследований и известных работ [1 – 4] позволяют считать, что разработанный подход к оценке вязкости гетерогенных шлаков допустимо использовать при решении ряда практических задач.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Френкель Я.И. Кинетическая теория жидкостей. – Л.: Наука, 1975. – 487 с.
2. Ito K., Fruehan R.J. // Metallurgical transactions. 1989. V. 20B. P. 515 – 521.
3. Wright S., Zhang L., Sun S., Jahanshahi S. // Metallurgical and Materials Transactions. 2000. V. 31B. P. 97 – 104.
4. Seok Seong-Ho, Jung Sung-Mo // ISIJ International. 2007. V. 47. № 8. P. 1090 – 1096.

5. *Металлургия стали: Учебник для вузов / В.И. Явойский, Ю.В. Кряковский, В.П. Григорьев и др. – М.: Металлургия, 1983. – 584 с.*
6. *Свойства жидких доменных шлаков / В.Г. Воскобойников, Н.Е. Дунаев, А.Г. Михалевич и др. – М.: Металлургия, 1975. – 184 с.*
7. *Новиков В.К., Невидимов В.Н. Полимерная природа расплавленных шлаков. – Екатеринбург: изд. ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, 2006. – 62 с.*
8. *Некрасов И.В., Невидимов В.Н., Шешуков О.Ю. Труды XII Российской конференции «Строение и свойства*

металлических и шлаковых расплавов». – Екатеринбург: изд. УрО РАН, 2008. Т. 1. С. 123 – 126.

9. *Новиков В.К., Невидимов В.Н. // Изв. вуз. Черная металлургия. 1997. № 1. С. 5 – 10.*
10. *Штенгельмейер С.В., Богатенков В.Ф. // Изв. вуз. Черная металлургия. 1958. № 11. С. 23 – 28.*

© 2012 г. *И.В. Некрасов, О.Ю. Шешуков, В.Н. Невидимов, С.А. Истомин*
Поступила 16 мая 2011 г.

УДК 621.98:539.37

***В.А. Панамарев¹, В.Н. Перетяцько¹, Б.В. Горев²,
В.Е. Реморов¹, В.И. Базайкин¹***

¹ *Сибирский государственный индустриальный университет*

² *Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, (г. Новосибирск)*

О НАПРЯЖЕНИИ ПОЛЗУЧЕГО СТЕРЖНЯ С УЧЕТОМ ПАРАМЕТРА ПОВРЕЖДЕННОСТИ*

В кинетической теории ползучести [1, 2], кроме напряжения σ и деформации ползучести ε , вводится новая величина, называемая параметром поврежденности ω . Согласно этой теории, процесс ползучести протекает одновременно с процессом повреждаемости материала, которые взаимно зависимы. Параметр поврежденности определяет собой изменения, возникшие в материале на предыдущих этапах деформирования. Имеющиеся в литературе экспериментально-теоретические исследования показывают, что процесс одномерной ползучести можно описать системой двух дифференциальных уравнений [1, 2]

$$\begin{cases} \frac{d\varepsilon}{dt} = \varphi(\varepsilon, \sigma, \omega); \\ \frac{d\omega}{dt} = f(\varepsilon, \sigma, \omega), \end{cases} \quad (1)$$

где параметр поврежденности ω принимает значения 0 – 1.

В момент начала деформирования он равен нулю, а в момент разрушения – единице. Следует отметить, что, вообще говоря, параметр ω носит формальный характер, но для ряда материалов ему можно придать вполне определенный физический смысл.

При высоких температурах некоторые металлические материалы в процессе ползучести разрушаются при постоянной, критической величине деформации ε^* , которая не зависит от вызвавшего ее напряжения. К таким материалам относятся, например, следующие сплавы: ВТ-14 при температуре $T = 950 - 1000$ °С,

ВТ-20 при $T = 850$ °С, АМг-6 при $T = 420$ °С, 01419У при $T = 400$ °С, 01995 при $T = 475$ °С, Л-62 при $T = 800$ °С [1, 2]. Для таких материалов в качестве параметра поврежденности можно принять отношение текущей деформации ползучести ε к ее критическому значению ε^* : $\omega = \varepsilon / \varepsilon^*$. В этом случае параметр ω будет пропорционален величине текущей деформации и его можно называть деформационным параметром поврежденности. При использовании такого параметра система уравнений (1) может быть представлена в виде

$$\begin{cases} \frac{d\varepsilon}{dt} = \frac{B\sigma^n}{\omega^a (1 - \omega)^m}; \\ \frac{d\omega}{dt} = \frac{1}{\varepsilon^*} \frac{d\varepsilon}{dt}. \end{cases} \quad (2)$$

Находящийся в знаменателе первого выражения системы множитель ω^a характеризует упрочнение материала, а множитель $(1 - \omega)^m$ характеризует его разупрочнение при деформировании [1, 2].

Первая формула в системе уравнений (2) выражает скорость деформации через напряжение. Такое уравнение типично для расчетов элементов конструкций на прочность, где задачи формулируются в силовой постановке: по заданным усилиям определяются напряжения и деформации. Но для обработки металлов давлением более типичны задачи в кинематической постановке, когда заранее задаются условия на деформации или их скорости, а напряжения и внешние усилия подлежат определению. Для решения подобных задач целесообразно выразить в системе (2) напряжение через скорость деформации и определить закон изменения напряжения в зависимости от времени или от деформации. Другими словами найти зависимость сопротив-

* Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 11-08-00845-а).

ления материала от деформации и ее скорости. Такая зависимость приведена в работе [3]:

$$\sigma = \left[\frac{1}{B} \frac{d\varepsilon}{dt} \left(\frac{\varepsilon}{\varepsilon^*} \right)^\alpha \left(1 - \frac{\varepsilon}{\varepsilon^*} \right)^m \right]^{1/n}. \quad (3)$$

Это соотношение определяет сопротивление материала при деформировании и является определяющим уравнением при расчете технологических операций обработки металлов давлением в состоянии ползучести. При постоянной скорости деформации $d\varepsilon/dt = \text{const} = \xi_0$ выражение (3) принимает простейший вид

$$\sigma = \left[\frac{\xi_0}{B} \left(\frac{\xi_0}{\varepsilon^*} t \right)^\alpha \left(1 - \frac{\xi_0}{\varepsilon^*} t \right)^m \right]^{1/n}, \quad (4)$$

который позволяет определить время разрушения материала и максимальное значение напряжения при заданной величине скорости деформации [3].

Иначе определяется напряжение при заданной скорости деформирования, скорости движения растягивающего захвата стержня. Если стержень первоначальной длины L_0 растягивать с переменной или постоянной скоростью v , то логарифмическая деформация стержня будет определяться выражением $\varepsilon = \ln(L/L_0) = \ln([L_0 + vt]/L_0)$, где L – текущая длина стержня.

Скорость деформации $d\varepsilon/dt \equiv \xi$ при этом будет определяться выражением

$$\xi = \frac{v}{L_0 + vt}. \quad (5)$$

Согласно формуле (3) напряжение стержня при этом определится выражением

$$\sigma = \left\{ \frac{1}{B} \frac{v}{L_0 + vt} \left[\frac{1}{\varepsilon^*} \ln \left(\frac{L_0 + vt}{L_0} \right) \right]^\alpha \times \right. \\ \left. \times \left[1 - \frac{1}{\varepsilon^*} \ln \left(\frac{L_0 + vt}{L_0} \right) \right]^m \right\}^{1/n}. \quad (6)$$

Параметр поврежденности можно представить в виде $\omega = \frac{1}{\varepsilon^*} \ln \left(\frac{L_0 + vt}{L_0} \right)$. При заданной скорости $v = \text{const} = v_0$ деформирования время t^* разрушения определится из условия $\omega = 1$ по формуле $t^* = \frac{L_0}{v_0} (e^{\varepsilon^*} - 1)$.

При заданном времени разрушения t^* соответствующая скорость деформирования v_0^* также определится из условия $\omega = 1$ по формуле $v_0^* = \frac{L_0}{t^*} (e^{\varepsilon^*} - 1)$.

При высоких температурах ряд металлических материалов в процессе ползучести разрушается, когда

удельная рассеянная работа A достигает критического значения A^* , и это значение практически не зависит от вызвавшего ее напряжения [4]. К таким материалам относятся, например, следующие сплавы: ВТ-14 при температуре $T = 800 - 920$ °С, ВТ-9 при $T = 550$ °С, АК4-14Т при $T = 200$ °С, 01420 при $T = 380$ °С, ВМД-10 при $T = 380$ °С, Сталь 45 при $T = 450$ °С [1, 2]. В этом случае в качестве параметра поврежденности можно принять отношение текущего значения удельной рассеянной работы к ее критическому значению: $\omega = A/A^*$, где $dA = \sigma d\varepsilon$. При использовании такого параметра система уравнений (1) может быть представлена в виде

$$\begin{cases} \frac{d\varepsilon}{dt} = \frac{B\sigma^n}{\omega^\alpha (1 - \omega)^{m+n}}; \\ \frac{d\omega}{dt} = \frac{\sigma}{A^*} \frac{d\varepsilon}{dt}. \end{cases} \quad (7)$$

Находящийся в знаменателе первого уравнения системы множитель ω^α характеризует упрочнение материала, а множитель $(1 - \omega)^m$ характеризует его разупрочнение при деформировании [1, 2].

В работе [5] показано, что выразить из этой системы напряжение в аналитическом виде при произвольных значениях величин α, m, n невозможно. Но это можно сделать при отсутствии упрочнения, когда $\alpha = 0$. В этом случае система упрощается и принимает вид

$$\begin{cases} \frac{d\varepsilon}{dt} = \frac{B\sigma^n}{(1 - \omega)^m}; \\ \frac{d\omega}{dt} = \frac{\sigma}{A^*} \frac{d\varepsilon}{dt}. \end{cases} \quad (8)$$

Следует отметить, что согласно исследованиям [1, 2, 4] многие материалы, обладающие установившейся стадией ползучести, переходящей в стадию разупрочнения, достаточно строго описываются этой системой. Из выше рассматриваемой системы уравнений вытекает задача Коши для определения параметра поврежденности, которую можно представить в виде [5]

$$\int (1 - \omega)^{-m/n} d\omega = \frac{1}{A^* B^{1/n}} \int [\xi(t)]^{(n+1)/n} dt, \quad \omega(0) = 0. \quad (9)$$

Эта задача допускает аналитическое решение, если аналитически выражаются входящие в нее интегралы. Левый интеграл вычисляется довольно просто:

$$\int (1 - \omega)^{-m/n} d\omega = \frac{-n}{n - m} (1 - \omega)^{(n-m)/n} + C_1, \quad (10)$$

где C_1 – произвольная постоянная интегрирования.

Вычисление правого интеграла зависит от вида скорости деформации $\xi = \xi(t)$. При постоянной скорости $\xi(t) = \text{const} = \xi_0$ задача (9) решена в работе [5]. В настоящей статье примем используемую ранее скорость деформации в виде выражения (5):

$$\xi(t) = \frac{v_0}{L_0 + v_0 t}, \quad (11)$$

которая возникает при растяжении стержня первоначальной длины L_0 таким образом, что его незакрепленный конец движется с постоянной скоростью v_0 .

В этом случае можно вычислить и правый интеграл уравнения (9):

$$\int \left(\frac{v_0}{L_0 + v_0 t} \right)^{(n+1)/n} dt = -n \left(\frac{v_0}{L_0 + v_0 t} \right)^{1/n} = C_2, \quad (12)$$

где C_2 – произвольная постоянная интегрирования.

Из соотношений (9) – (12) следует равенство

$$\frac{-n}{n-m} (1-\omega)^{(n-m)/n} = \frac{-n}{A^* B^{1/n}} \left(\frac{v_0}{L_0 + v_0 t} \right)^{1/n} + C, \quad (13)$$

где $C = \frac{1}{A^* B^{1/n}} C_2 - C_1$ – комбинированная постоянная интегрирования, полученная из уравнения (9).

Из начального условия задачи Коши $\omega(0) = 0$ и из соотношения (13) постоянная C определяется выражением

$$C = \frac{n}{A^* B^{1/n}} \left(\frac{v_0}{L_0} \right)^{1/n} - \frac{n}{n-m}. \quad (14)$$

При этом параметр поврежденности из системы уравнений (8) определяется в явном виде

$$\omega = 1 - \left[1 - \frac{m-n}{A^* B^{1/n}} \left(\frac{v_0}{L_0 + v_0 t} \right)^{1/n} + \frac{m-n}{A^* B^{1/n}} \left(\frac{v_0}{L_0} \right)^{1/n} \right]^{n/(n-m)}. \quad (15)$$

Напряжение, согласно первой формуле системы уравнений (8) и соотношений (11) и (15) выражается явным образом:

$$\sigma = \frac{1}{B^{1/n}} \left(\frac{v_0}{L_0 + v_0 t} \right)^{1/n} \left[1 - \frac{m-n}{A^* B^{1/n}} \left(\frac{v_0}{L_0 + v_0 t} \right)^{1/n} + \frac{m-n}{A^* B^{1/n}} \left(\frac{v_0}{L_0} \right)^{1/n} \right]^{m/(n-m)}. \quad (16)$$

При заданной скорости $v = \text{const} = v_0$ деформирования время t^* разрушения определится из условия $\omega = 1$ по формуле (15):

$$t^* = \left[\left(\frac{v_0}{L_0} \right)^{1/n} + \frac{AB^{1/n}}{m-n} \right]^{-n} - \frac{L_0}{v_0}. \quad (17)$$

При заданном времени разрушения t^* для определения соответствующей скорости деформирования v_0^* из условия $\omega = 1$ и выражения (15) можно сформулировать следующее уравнение:

$$\left(\frac{v_0^*}{L_0} \right)^{1/n} - \left(\frac{v_0^*}{L_0 + v_0^* t^*} \right)^{1/n} = \frac{A^* B^{1/n}}{n-m}, \quad (18)$$

которое при произвольных значениях n допускает численное решение.

Выводы. Получены соотношения, определяющие напряжения растягиваемого стержня с учетом его повреждаемости при деформировании с переменными скоростями, обусловленными скоростями движения его подвижного торца. В исследовании использованы параметры поврежденности деформационного и энергетического типов. Найдены соотношения для определения времени разрушения при заданной скорости и соотношения для определения скорости, обуславливающей разрушение в заданное время.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Романов К.И. Механика горячего формоизменения металлов. – М.: Машиностроение, 1993. – 240 с.
2. Методы решения технологических задач теории ползучести. Рекомендации Р54-327-91 / Г.П. Мельников, В.Д. Токарев, А.Ф. Никитенко и др. – Новосибирск: изд. Института гидродинамики СО АН СССР, 1991. – 60 с.
3. Горев Б.В., Панамарев В.А. – В кн.: Краевые задачи и математическое моделирование: тематич. сб. науч. ст. Т. 1. – Новокузнецк: изд. КемГУ, 2010. С. 168 – 172.
4. Соснин О.В., Горев Б.В., Никитенко А.Ф. Энергетический вариант теории ползучести. – Новосибирск: изд. Института гидродинамики СО АН СССР, 1986. – 95 с.
5. Горев Б.В., Панамарев В.А. – В кн.: Краевые задачи и математическое моделирование: тематич. сб. науч. ст. Т. 1. – Новокузнецк: изд. КемГУ, 2010. С. 172 – 176.

© 2012 г. В.А. Панамарев, В.Н. Перетяшко, Б.В. Горев, В.Е. Реморов, В.И. Базайкин
Поступила 23 сентября 2011 г.

УДК 669.18

*В.И. Дмитриенко, И.Д. Рожихина,
О.И. Нохрина, Р.С. Айзатулов, М.А. Платонов*

Сибирский государственный индустриальный университет

ИССЛЕДОВАНИЕ ВОССТАНОВЛЕНИЯ БАРИЯ И СТРОНЦИЯ ПРИМЕНИТЕЛЬНО К УСЛОВИЯМ ВНЕПЕЧНОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ

Современное производство качественных и высококачественных сталей невозможно без эффективных микролегирующих и модифицирующих материалов. Одними из наиболее известных являются материалы, содержащие щелочноземельные элементы. Однако получение барий-, кальций- и стронцийсодержащих лигатур является энерго-, трудо- и материалоемким производством в черной металлургии. При этом операции выплавки, разливки, грануляции, дробления, упаковки лигатур не только требуют больших затрат труда, но и сопровождаются потерями металла. Производство лигатур является экологически вредным и взрывоопасным. В связи с этим весьма перспективной является задача создания технологий, которые позволяли бы проводить модифицирование стали барием и стронцием, присутствующих в природных материалах, минуя стадии производства лигатур. В природных материалах барий и стронций находятся главным образом в виде соединений BaSO_4 , SrSO_4 , BaCO_3 , SrCO_3 .

Карбонаты бария и стронция при относительно невысоких температурах переходят в оксиды. Поэтому для процессов обработки стали представляет интерес изучение поведения именно оксидных соединений бария и стронция.

Обычно модифицирование проводится на конечной стадии производства: либо на выпуске из печи в ковш, либо при внепечной обработке стали в ковше, либо непосредственно при разливке. На разных этапах внепечной обработки в качестве восстановителей могут рассматриваться углерод, кремний, алюминий.

Целью настоящей работы является исследование процессов восстановления бария и стронция из оксидов с использованием в качестве восстановителей углерода, кремния и алюминия применительно к условиям внепечной обработки стали. Для определения условий восстановления бария и стронция использовались методы термодинамического моделирования на основе расчета равновесных состояний в модельных термодинамических системах, которые состоят из совокупности элементов $\text{Ba} - \text{Sr} - \text{C} - \text{O} - \text{Si} - \text{Al}$, представленной набором веществ $\text{SrO} - \text{BaO} - \text{C} - \text{Si} - \text{Al}$. Исходный состав системы варьировался заданием количества восстановителей углерода, кремния и алюминия от нуля до 1 кг. Для условий внепечной обработки стали характерны температуры, близкие к 1873 К, однако при оценке

влияния температуры на процесс восстановления расчеты также провели для температур 1973 и 2073 К, превышающих обычный уровень.

При реализации термодинамического моделирования использовали программный комплекс «Терра», позволяющий на основе принципа максимума энтропии находить равновесный состав многокомпонентной, гетерогенной термодинамической системы для высокотемпературных условий.

Все вещества, которые могут образовываться в результате численного моделирования, при заданном элементном составе смеси по значению концентрации в конечном состоянии делили на значимые и незначимые с порогом значимости 10^{-4} моль/кг смеси. В качестве значимых оказалась конденсированная фаза, состоящая из атомов Ba , C , Al , Si , Sr и молекул BaO , SrO , SiO_2 , BaSiO_3 , SrSiO_3 , BaAl_2O_4 , SrAl_2O_4 .

Восстановление углеродом

Результаты расчетов равновесных составов в системах $\text{Ba} - \text{O} - \text{C}$ и $\text{Sr} - \text{O} - \text{C}$ в пределах изменения количества восстановителя – углерода – от нуля до 1 кг и исходном содержании $\text{BaO} = 1$ кг представлены на рис. 1. Анализ полученных расчетных данных показывает, что углерод при температурах, характерных для ковшовой обработки стали, практически не восстанавливает барий и стронций из их оксидов. Заметное восстановление бария и стронция начинается при температурах более 2000 К, что реализуется в специальных электротермических процессах.

Восстановление кремнием

При использовании кремния восстановление бария протекает пропорционально увеличению количества восстановителя до значений 0,06 кг (рис. 2, а). При этом восстанавливается около 60 % бария. При дальнейшем увеличении присадок кремния степень восстановления бария не изменяется. При взаимодействии оксида BaO с кремнием, кроме бария, образуется и соединение BaSiO_3 , содержание которого, так же как и бария, повышается при увеличении расхода кремния до 0,06 кг, а далее остается без изменения, т.е. при восстановлении оксида бария кремнием 1/3 его количества переходит в

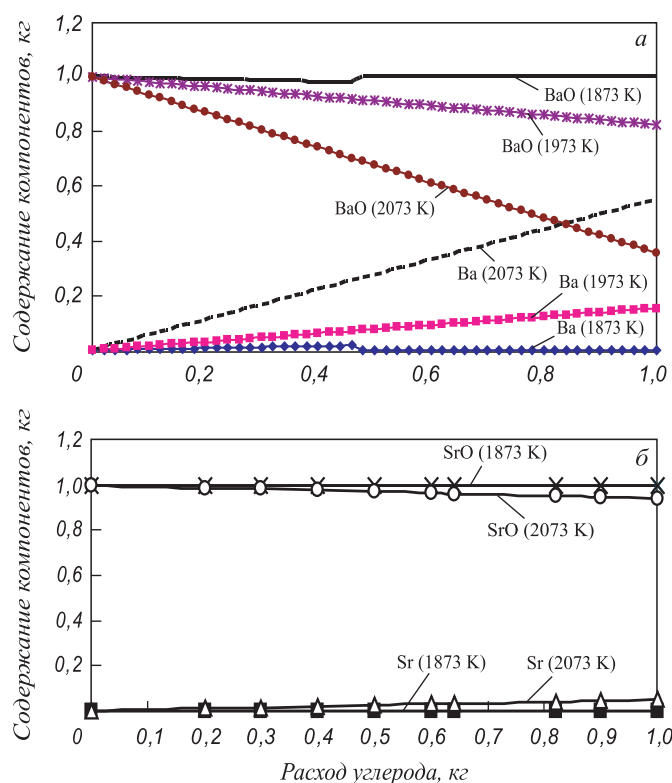


Рис. 1. Зависимость параметров процесса восстановления бария в системе Ba – O – C (а) и стронция в системе Sr – O – C (б) от расхода углерода при температурах 1873 – 2073 К

соединение BaSiO_3 . Температура практически не оказывает влияния на процесс восстановления кремнием, особенно вблизи стехиометрического соотношения содержаний оксида и восстановителя.

Иные закономерности наблюдаются при восстановлении оксида стронция (рис. 2, б). Количество восстановленного стронция медленно возрастает с повышением расхода кремния во всем заданном диапазоне расхода восстановителя, причем стронций восстанавливается в меньшей степени, чем барий. Даже при соотношении содержаний оксида стронция и кремния 1 : 1 количество восстановленного стронция не превышает 15 %. Параллельно со стронцием идет образование соединения SrSiO_3 . Температура практически не оказывает влияния на процесс восстановления стронция кремнием.

В условиях внепечной обработки использование кремнийсодержащих ферросплавов для раскисления шлака должно приводить и к некоторому восстановлению бария и практически не может восстанавливать стронций, тем более что расход кремния на восстановление ограничен уровнем его марочного содержания.

Восстановление алюминием

При использовании в качестве восстановителя алюминия наблюдается более высокая степень восстановления бария и стронция в сравнении с тем, когда

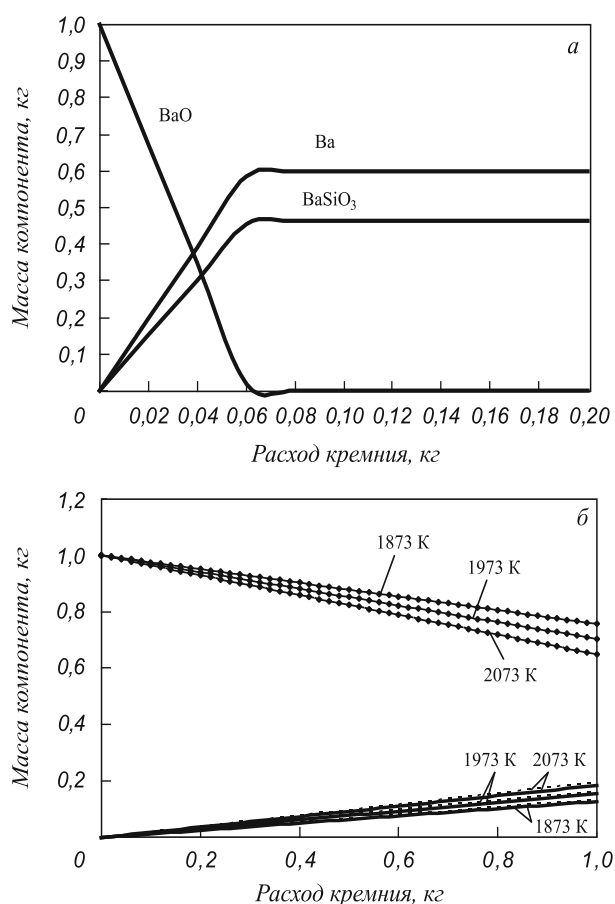


Рис. 2. Зависимость параметров процесса восстановления бария в системе Ba – O – Si (а) и стронция в системе Sr – O – Si (б) от расхода кремния при температурах 1873 – 2073 К:
— ♦ — SrO; — — — Sr; — — — SrSiO_3

восстановителем является кремний (рис. 3). Количество восстановленного бария линейно возрастает, а количество оксида BaO линейно снижается до нуля в интервале присадок алюминия от нуля до 0,08 кг. Степень восстановления бария составляет около 70 %. Одновременно с ростом количества восстановленного бария растет и содержание BaAl_2O_4 (до 0,42 кг). Сходная закономерность наблюдается при восстановлении стронция (рис. 3, б), однако степень восстановления стронция составляет только 40 – 50 %.

Температура оказывает слабое влияние на процесс восстановления бария и стронция алюминием.

Для оценки варианта совместного восстановления кремнием и алюминием (рис. 4) провели расчет для случая восстановления 1 кг оксида бария 0,2 кг кремния с последующими добавками алюминия. Данные расчета представлены на рис. 4. Добавка алюминия приводит к разрушению силикатов бария и образованию соединения BaAl_2O_4 и увеличению содержания свободного бария в системе, т.е. при совместном использовании кремния и алюминия основным восстановителем является алюминий.

Выводы. Обработка металла барий- и стронцийсодержащими материалами будет эффективной, если ее

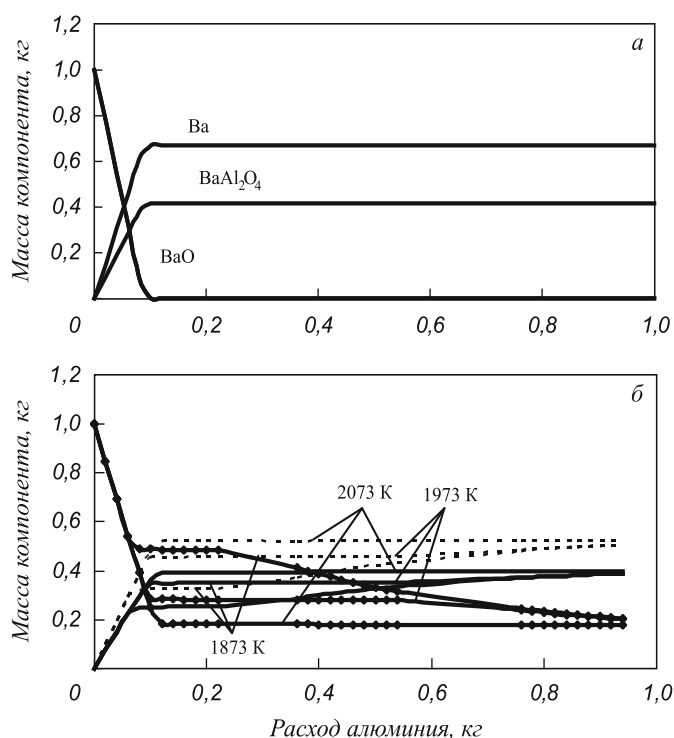


Рис. 3. Зависимость параметров процесса восстановления бария в системе BaO – Al (а) и стронция в системе SrO – Al (б) от расхода алюминия при температурах 1873 – 2073 К:
—♦—♦—♦— SrO; — — — — Sr; — — — — SrAl₂O₄

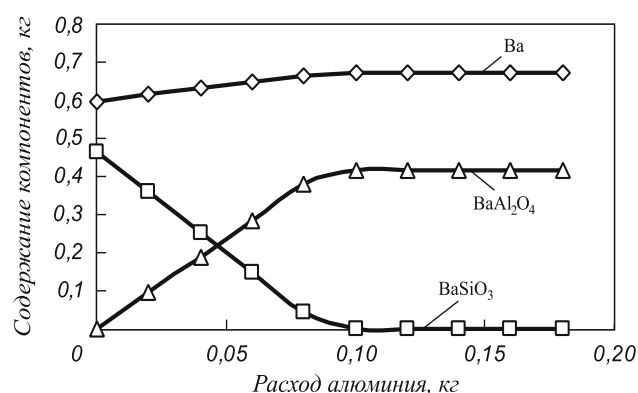


Рис. 4. Зависимость параметров процесса восстановления бария в системе Ba – O – Si – Al от расхода алюминия при температуре 1873 К

проводить на заключительном этапе процесса производства при окончательном раскислении металла алюминием. Раскислять алюминием следует и металл, и шлак; интенсифицировать обработку возможно за счет перемешивания продувкой инертным газом. При отсутствии внепечной обработки эту операцию следует совмещать с выпуском металла из печи.

© 2012 г. В.И. Дмитриенко, И.Д. Рожихина,
О.И. Нохрина, Р.С. Айзатулов, М.А. Платонов
Поступила 6 октября 2011 г.

УДК 669.046.691.51

Б.П. Юрьев, Н.А. Спирин

Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина
(филиал в г. Первоуральске)

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ИЗВЕСТНЯКА И ИЗВЕСТИ В ПРОЦЕССЕ НАГРЕВА

Известь нашла широкое применение при производстве строительных материалов, в черной металлургии, химической и пищевой промышленности, основным ее потребителем является черная металлургия. Использование высококачественной извести ускоряет процессы дефосфорации и десульфурации металла в металлургических агрегатах (доменных и мартеновских печах, кислородных конвертерах и т.д.). При добавлении ее в шихту агломерационной машины повышается производительность печи и снижается удельный расход топлива. Значительный рост потребления извести предприятиями черной металлургии объясняется развитием эффективного кислородно-конвертерного производства стали и интенсификацией спекания и обжига железорудных концентратов, она широко используется при производстве офлюсованных железорудных окатышей.

Известь получают путем обжига известняка в шахтных и вращающихся печах. Наиболее реальным способом увеличения производства и качества выпускаемой на заводах извести является дальнейшая интенсификация всех физико-химических процессов (тепло- и массообменных, химических, связанных с декарбонизацией известняка, горением твердого топлива в слое и пр.), сопровождающих термическую обработку известняка.

Оптимизация конструктивных и режимных параметров работы печей для производства извести невозможна без знания теплофизических свойств материала. Так, скорость диссоциации известняка зависит от температуры обжига, коэффициента теплоотдачи от газов к материалу, теплопроводности и микроструктуры материала. При этом на отдельных стадиях обжига требуются значительно различающиеся между собой потоки тепло-

вой энергии, обеспечивающие протекание исследуемого процесса с нужной скоростью. Это объясняется тем, что на отдельных стадиях процесса обжига известняка нагрев материала осложняется процессами разложения карбонатов, образованием значительной пористости и новых химических соединений типа белита и др. Эти процессы обуславливают непрерывное изменение эффективных теплофизических характеристик (теплоемкости, температуропроводности, плотности, теплопроводности) материала. Эффективные теплофизические характеристики известняка и извести в значительной мере зависят от ряда факторов, определяющих режим термообработки, таких как состав окружающей среды, размер и форма кусков известняка, скорость движения газа-теплоносителя и др.

Успешное решение задачи отработки оптимальной технологии (выбора рабочего пространства, способа подвода теплоты, размера кусков и т.д.) обжига известняка в этих условиях может быть осуществлено лишь в том случае, когда известны его важнейшие теплофизические свойства. Поскольку в литературе такие сведения весьма малочисленны, то ниже рассматриваются полученные в настоящей работе результаты, в определенной мере позволяющие восполнить этот пробел.

Характер изменения интенсивности подвода теплоты к кускам известняка в полной мере может быть охарактеризован изменением энтальпии при нагревании, а скорость изменения температуры в слое – коэффициентом температуропроводности.

Затраты теплоты на нагрев слоя исследуемого материала будут определяться суммой физической теплоемкости и удельной затраты теплоты на процессы, связанные с разложением карбонатов, образованием новых химических соединений и т.д.

Теплопроводность известняков зависит от ряда факторов: химического состава, температуры, структуры, пористости, условий образования. Определение совокупной зависимости их теплофизических свойств представляет большую сложность и возможно лишь экспериментальным путем.

Для исследования энтальпии известняка и извести был использован метод смешения, дающий при высоких температурах вполне удовлетворительные результаты. Метод был реализован на установке с адиабатическим калориметром системы Скуратова [1].

В качестве испытуемых материалов были использованы образцы известняка Никитенского месторождения (г. Первоуральск), химический состав по массе которых следующий: 54,16 % CaO; 0,55 % MgO; 0,15 % SiO₂; 0,03 % Fe₂O₃; 2,00 % W; 43,11 % ПМПП.

Изменение энтальпии при нагревании образцов из известняка определяли по формуле

$$\Delta H_{T_k}^{T_n} = \frac{W(\Delta T - \Delta T_{\text{амп}} \frac{G_{\text{амп}}}{G_m})}{G_m}, \quad (1)$$

где $\Delta H_{T_k}^{T_n}$ – изменение энтальпии при нагревании образца от температуры калориметра до температуры печи, Дж/кг; $W = 2260,98$ Дж/К – тепловое значение калориметра, найденное специальной серией опытов с применением эталонов из серебра и платины; ΔT и $\Delta T_{\text{амп}}$ – изменение температуры оболочки калориметра за время опыта и от одного грамма ампулы, К; $G_{\text{амп}}$ и G_m – масса ампулы и исследуемого образца, кг.

Нагрев образцов проводился в окислительной среде. С целью удобства обработки полученных величин строилась графическая зависимость $\Delta T_{\text{амп}} - T_n$ на один грамм ампулы. Поправка на изменение температуры калориметра в результате теплообмена между образцом и блоком представляла собой произведение $\Delta T_{\text{амп}}$ на $G_{\text{амп}}$. Результаты опытов по измерению энтальпии образцов из известняка, прокаленного при температуре 900 °С, и извести приведены в таблице. Так как незначительная ошибка в измерении энтальпии приводит к значительным ошибкам в получении теплоемкости, то ниже рассмотрены методы определения теплоемкости по результатам измерения энтальпии.

Примем для описания зависимости теплоемкости неорганических веществ от температуры выражение вида [2]

$$c_p^0 = a + bT + c / T^2, \quad (2)$$

где c_p^0 – теплоемкость вещества при постоянном (стандартном) давлении ($1,01325 \cdot 10^5$ Па), кДж/(кг·К); a , b , c – коэффициенты, определяемые расчетным путем при обработке экспериментальных данных; T – абсолютная температура, К.

Уравнение (2) позволяет после его интегрирования по параметру T получить выражение для описания изменений энтальпии в процессе нагрева исследуемого образца:

$$\Delta H^0 = A_1 + A_2 T + A_3 T^2 + A_4 / T, \quad (3)$$

где ΔH^0 – изменение энтальпии при постоянном (стандартном) давлении, кДж/кг; A_1 , A_2 , A_3 , A_4 – коэффициенты, определяемые расчетом по экспериментальным значениям.

Учитывая зависимость

$$T = 273,15 + t, \quad (4)$$

где t – температура по шкале Цельсия, °С, будем использовать формулу (4) для перехода от экспериментальной температуры t к абсолютной T .

Коэффициенты A_1 , A_2 , A_3 , A_4 определяются обычно путем обработки экспериментальных значений по методу наименьших квадратов [3]. В этом случае коэффициенты формулы (2) определяются из выражений

$$a = A_2; b = 2A_3; c = -A_4, \quad (5)$$

**Экспериментальные данные определения зависимости энтальпии извести (числитель)
и известняка (знаменатель) от температуры нагрева**

Номер измерения	Температура нагрева, К	Энтальпия, кДж/кг	Приращение температуры, К	Приращение энтальпии, кДж/кг	Средняя температура интервала, К	Средняя теплоемкость на интервале, кДж/(кг·К)
1	298/298	0/0	0/0	0/0	—	—
2	373/373	65,15/95,55	75/75	65,15/95,55	62,5/62,5	0,869/1,274
3	473/484	165,20/186/45	100/111	100,05/90,90	150,0/155,5	1,001/0,819
4	573/574	266,18/316,79	100/90	100,98/130,34	250,0/256,0	1,010/1,448
5	673/673	367/19/396,05	100/99	101,01/79,26	350,0/350,5	1,010/0,801
6	773/773	470,22/534,76	100/100	103,03/138,71	450,0/450,0	1,030/1,387
7	873/873	595,33/663,30	100/100	125,11/128,54	550,0/550,0	1,251/1,285
8	973/973	715,14/829,07	100/100	119,81/165,77	650,0/650,0	1,198/1,658
9	1073/1073	835,33/938,52	100/100	120,19/109,45	750,0/750,0	1,202/1,095
10	1167/1173	965,24/1034,61	94/100	130,00/96,09	847,0/850,0	1,383/0,961
11	1273/1273	1095,13/1202,46	106/100	129,89/167,85	947,0/950,0	1,225/1,679
12	1373/—	1215,56/—	100/—	120,43/—	1050,0/—	1,204/—
13	1473/—	1350,22/—	100/—	134,66/—	1150,0/—	1,347/—
14	1573/—	1506,25/—	100/—	156,03/—	1250,0/—	1,560/—
15	1673/—	1650,82/—	100/—	144,57/—	1350,0/—	1,446/—
16	1773/—	1845,58/—	100/—	194,76/—	1450,0/—	1,948/—

в чем можно убедиться простым дифференцированием выражения (3).

В случае необходимости могут быть определены коэффициенты A_1, A_2, A_3, A_4 , если известны коэффициенты a, b, c .

Средняя теплоемкость $\bar{c}_p$ описывается выражением, аналогичным (2), т.е.

$$\bar{c}_p = \alpha + \beta T + \gamma / T, \quad (6)$$

где α, β, γ – расчетные коэффициенты.

Средняя теплоемкость определяется делением величин ΔH на ΔT .

Если в уравнение (3) подставить формулу $T = T_0 + \Delta T$, где T_0 – начальная абсолютная температура образца, которая может быть принята произвольно (начало отсчета), то получим

$$\Delta H = A_1 + A_2(T_0 + \Delta T) + A_3(T_0 + \Delta T)^2 + A_4(T_0 + \Delta T)^3. \quad (3')$$

Из этого выражения с учетом того, что в начале нагрева $\Delta T_0 = 0$, следует

$$A_1 + A_2 T_0 + A_3 T_0^2 + A_4 T_0^3 = 0. \quad (7)$$

Из рассмотрения формул (5) и (7) можно записать

$$\begin{aligned} A_2 &= a, \quad A_3 = b/2, \quad A_4 = -c; \\ A_1 &= -aT_0 - (b/2)T_0^2 + c/T_0. \end{aligned} \quad (8)$$

Из уравнения (3') с учетом выражения (7) следует, что

$$\bar{c}_p = \frac{\Delta H}{\Delta T} = A_2 + 2A_3 T_0 + A_3 \Delta T + \left(\frac{A_4}{T} - \frac{A_4}{T_0} \right) \frac{1}{\Delta T}.$$

Учитывая, что $\Delta T = T - T_0$, легко получить $\bar{c}_p = A_2 + A_3 T_0 + A_3 T - (A_4/T_0)/T$, откуда следует, что

$$\alpha = A_2 + A_3 T_0, \quad \beta = A_3, \quad \gamma = -A_4/T_0. \quad (9)$$

Выражение (9) легко записать через коэффициенты a, b, c уравнения (2) с помощью формулы (5)

$$\alpha = a + (b/2)T_0, \quad \beta = b/2, \quad \gamma = c/T_0. \quad (10)$$

Выражения (9) и (10) позволяют получать коэффициенты уравнения (6) через коэффициенты формул (3) и (2) соответственно.

Определение теплоемкости по значениям измерения приращения энтальпии ΔH можно производить принципиально двумя разными способами.

Первый способ заключается в том, что в начале по методу наименьших квадратов определяются, на основе экспериментальных величин, коэффициенты выражения (3), дающие описание зависимости энтальпии от температуры. Далее уравнение (3) дифференцируют, т.е. с помощью формул (5) и (9) получают коэффициенты выражений (2) и (6) соответственно.

Второй способ заключается в том, что в начале рассчитываются средние теплоемкости c_i для интервалов температур между смежными точками измерения энтальпии: $c_i = \Delta H_i / \Delta T_i$. При этом получают значения теплоемкости при температурах $t_i = (t_{i+1} + t_i) / 2$. Далее эти величины (точки c_i и t_i) обрабатываются по методу наименьших квадратов с целью определения прямым путем коэффициентов выражения (2). При необходимости определяются коэффициенты уравнений (3) и (6) по формулам (8) и (9) соответственно.

Результаты расчета истинной и средней теплоемкости известняка по первому и второму способам показали хорошую сходимость. Расхождение не превышало 3 %. Для описания зависимости энтальпии и теплоемкостей от температуры для известняка были получены следующие выражения:

$$\Delta H = -165,7 + 0,7648T + 2,616 \cdot 10^{-4} T^2 - 25\,520/T;$$

$$c_p^0 = 0,7648 + 5,232 \cdot 10^{-4} T - 25\,520/T^2;$$

$$\bar{c}_p = 0,8428 + 2,616 \cdot 10^{-4} T + 85,6/T.$$

Аналогично для извести имеем

$$\Delta H = -143,95 + 0,615T + 2,957 \cdot 10^{-4} T^2 - 12\,599/T;$$

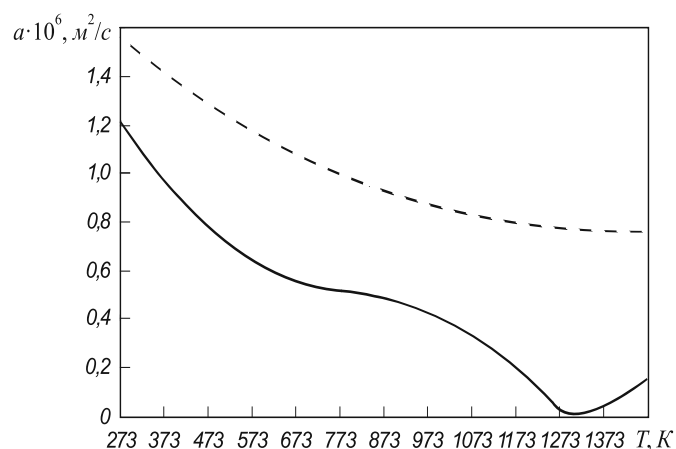
$$c_p^0 = 0,615 + 5,913 \cdot 10^{-4} T - 12\,599/T^2;$$

$$\bar{c}_p = 0,696 + 2,957 \cdot 10^{-4} T + 46,1/T.$$

Коэффициенты температуропроводности исследуемых образцов определяли в процессе нагрева по методике, основанной на квазистационарном режиме нагрева образца. Сущность методики вытекает из решения дифференциального уравнения теплопроводности при условии постоянства скорости нагрева и наличия разности температур по сечению тела в начальный момент времени [4].

Из кусков известняка изготавливали цилиндры диам. 30 мм и высотой 90 мм. Расстояние между точками установки термопар, измеряющих температуру в центре и на периферии образца, составляло 11,5 мм. С целью повышения точности измерений шкала на потенциометре КСП-4 была растянута на 200 °С. Опыты проводились до температуры 1200 °С. На каждом образце проводилось три нагрева. Первый нагрев позволял получить зависимость коэффициента температуропроводности от температуры для известняка, а третий нагрев ту же зависимость, но для извести. Если при первом и втором нагревах просматривалось наложение на процессы нагрева эндотермических эффектов разложения карбонатов, то при третьем нагреве получалась довольно плавная кривая, характеризующая зависимость коэффициента температуропроводности от температуры (см. рисунок), так как внутренние источники в материале в этом случае отсутствуют.

Изменения плотности известняка в процессе нагрева находим путем обработки дериватограмм. Используя



Зависимость коэффициента температуропроводности известняка, первый нагрев (—) и извести, третий нагрев (---) от температуры

значения теплоемкости c , температуропроводности a и плотности ρ из выражения $\lambda = ac\rho$ определяли теплопроводность известняка и извести. Результаты расчетов для известняка (числитель) и извести (знаменатель) приведены ниже:

T, K	$a \cdot 10^6, m^2/s$	$c, Дж/(кг \cdot K)$	$\lambda, Вт/(м \cdot K)$
323	1,075/1,575	871,8/982,6	2,605/2,399
373	0,970/1,425	927,0/976,3	2,500/2,156
423	0,865/1,355	970,0/974,5	2,333/2,047
473	0,775/1,295	1004,1/975,7	2,163/1,959
523	0,695/1,235	1032,5/979,1	1,995/1,874
573	0,630/1,185	1056,4/984,1	1,850/1,808
623	0,585/1,130	1077,0/990,4	1,751/1,735
673	0,550/1,090	1094,8/997,6	1,674/1,685
723	0,525/1,050	1110,7/1005,5	1,621/1,637
773	0,510/1,020	1124,8/1014,1	1,595/1,603
823	0,500/0,985	1137,6/1023,2	1,581/1,562
873	0,485/0,950	1149,5/1032,6	1,550/1,521
923	0,455/0,915	1160,0/1042,4	1,467/1,478
973	0,420/0,885	1169,9/1052,5	1,350/1,444
1023	0,380/0,865	1179,1/1062,9	1,231/1,425
1073	0,335/0,845	1187,8/1073,5	1,084/1,406
1123	0,280/0,825	1195,8/1084,2	0,887/1,386
1173	0,215/0,815	1203,5/1095,1	0,660/1,383
1223	0,140/0,800	1210,8/1106,2	0,382/1,372
1273	0,050/0,795	1217,7/1117,4	0,115/1,377
1323	0,030/0,785	1224,3/1128,7	0,058/1,373
1373	0,055/0,780	1230,7/1140,1	0,105/1,378
1423	0,110/0,775	1236,2/1151,5	0,211/1,383
1473	0,170/0,770	1242,5/1163,1	0,328/1,388

Выводы. С использованием существующих методов определены теплофизические свойства (теплоемкость, коэффициенты температуро- и теплопроводности) известняка и извести в широком диапазоне изменения температур. Полученные в работе значения могут быть использованы при совершенствовании тепловых процессов в агрегатах для производства извести, а также при оптимизации технологических режимов при производстве чугуна и стали в доменных и сталеплавильных печах, включая процессы, связанные с подготовкой железорудных материалов к металлургическому переделу.

УДК 621.643:628.147.22

Д.Б. Чапаев, А.А. Оленников

Сибирский государственный индустриальный университет

РАСЧЕТ СКОРОСТИ ВНУТРЕННЕЙ КОРРОЗИИ ТРУБОПРОВОДОВ ВОДЯНЫХ ТЕПЛОВЫХ СЕТЕЙ ИЗ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Слабым звеном в теплоэнергетике остается линейная часть городских систем транспорта тепла, до 90 % общего числа повреждений которой приходится на долю коррозии. В связи с применением в последнее время герметично изолированных со стороны грунта конструкций, продолжительность безаварийной эксплуатации теплопроводов определяется коррозией внутренней поверхности стальной трубы. Расчет значений скорости коррозии таких участков позволит оценить их срок службы τ_c , год, с целью прогнозирования плановых ремонтов по уравнению

$$\tau_c = \frac{(s_{исх} - s_{пр})}{K w_{л}}, \quad (1)$$

где $s_{исх}$ и $s_{пр}$ — соответственно толщина стенки трубы по сортаменту и рассчитанная по прочностным характеристикам, мм (в настоящее время при определении значения $s_{пр}$ запас на коррозию не предусматривается); K — скорость внутренней коррозии трубы, мм/год; $w_{л}$ — локальный фактор коррозии, безразмерная величина.

На сегодняшний день важной задачей является создание расчетной методики оценки интенсивности коррозии водяных тепловых сетей, учитывающей характеристики металла теплопроводов, водно-химический, гидродинамический и температурный режимы теплоносителя. Сложность решения этой задачи объясняется множеством параметров, влияющих на коррозионный процесс, большой зоной их неопределенности, связанной со значительной протяженностью систем транспорта тепла, флуктуацией концентрации химических реагентов коррозии, электрических токов, химического состава материала труб и т.д.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Скуратов С.М., Колесов В.П., Воробьев А.Ф. Термохимия. Часть вторая. — М.: изд. МГУ, 1966. — 434 с.
2. Краткий справочник физико-химических величин / Н.М. Барон, Э.И. Квят, Е.Я. Подгорная и др. — Л.: Химия, 1974. — 200 с.
3. Вентцель Е.С. Теория вероятностей. — М.: Наука, 1969. — 576 с.
4. Кудрявцев Е.Б., Чекалев К.Н., Шумаков Н.В. Нестационарный теплообмен. — М.: Наука, 1961. — 158 с.

© 2012 г. Б.П. Юрьев, Н.А. Спиринов

Поступила 22 июля 2011 г.

Ранее в статье [1] представлены механизмы внутренней коррозии в водяных тепловых сетях и вывод формулы по оценке ее скорости. Расчет по работе [1] дает значения параметра K в несколько раз ниже, чем в реальных условиях эксплуатации теплосетей, вероятно ввиду более низких значений растворимости C_m , кг/м³, магнетита, полученных в лабораторных условиях, и нарушений водно-химического режима в теплосетях. Более того, эта разница существенно возростала при увеличении внутреннего диаметра d_v трубопровода. Для ее устранения в модель [1] предлагается ввести функцию $q(d_v)$. Кроме того, в статье [1] принято допущение о снижении скорости внутренней коррозии по мере удаления от источника теплоснабжения, что в практике встречается довольно редко ввиду наличия проскоков кислорода в теплосетевую воду и других факторов, а также не было учтено изменение пористости пленки магнетита в диапазоне температур 150 – 175 °С.

В настоящей работе предложена уточненная методика расчета скорости внутренней коррозии трубопроводов водяных тепловых сетей, изготовленных из углеродистой стали марки 20, обычно используемой в отечественных системах теплоснабжения. Также, для удобства проведения расчетов на ПЭВМ в рассматриваемую методику интегрированы аппроксимирующие функции $C_m(t, pH)$ растворимости магнетита от температуры t и водородного показателя pH теплоносителя, а также плотности $\rho(t)$ и вязкости $\mu(t)$ сетевой воды от температуры.

Основываясь на результаты работы [1] и учитывая вышеизложенное, скорость внутренней коррозии можно оценить по следующей формуле:

$$K = \frac{\beta q}{\rho_c} \frac{\theta C_m}{\frac{1}{k} + (1-\chi) \left(\frac{h}{D} + \frac{1}{h_D} \right)}, \quad (2)$$

где β – коэффициент пересчета м/с в мм/год; q – коэффициент, зависящий от параметра d_b ; ρ_c – плотность стали, кг/м³; θ – пористость плотного слоя магнетита, возникающего на внутренней поверхности стальной трубы, доли ед.; k – скорость реакции коррозии на границе металл – оксид, м/с; χ – доля магнетита в продуктах коррозии ($\chi = 0,5$ для нормируемой концентрации кислорода в теплосети); h – толщина плотного слоя магнетита, м (принимается по результатам обследования конкретных участков теплосети, в среднем $h = 1 \cdot 10^{-5}$ м); D – коэффициент диффузии ионов железа в порах слоя магнетита, м²/с; h_D – коэффициент их массопереноса в ядро потока с границы оксид – поток теплоносителя, м/с.

Определим значения величин, входящих в уравнение (2):

1. Коэффициент пересчета определяется из выражения $\beta = 3,6 \cdot 10^6 \cdot \tau_p$, где τ_p – время работы теплосети в течение года, ч.

Значение τ_p принимается равным продолжительности отопительного периода или, в случае круглогодичной работы сети с учетом ее ежегодной остановки на плановый ремонт (15 суток), равным 8400 ч.

2. Коэффициент $q = q(d_b)$ – не учтенная в статье [1] функция, полученная в ходе сопоставления средних за год рассчитанных значений K , мм/год, со скоростями внутренней коррозии, полученными в ходе обследований теплопроводов различных диаметров, и сглаживающая разницу между ними: $q = 2,1 \cdot 10^5 d_b + 1400$.

3. Пористость пленки магнетита, доли ед., определяют из следующей системы уравнений:

$$\theta(t) = \begin{cases} 0,03 & \text{при } t < 150 \text{ }^\circ\text{C}; \\ 0,15 - 0,8 \cdot 10^{-3} & \text{при } 150 \text{ }^\circ\text{C} \leq t \leq 175 \text{ }^\circ\text{C}; \\ 0,01 & \text{при } t > 175 \text{ }^\circ\text{C}, \end{cases}$$

где t – температура теплоносителя, $^\circ\text{C}$.

4. Коэффициент D , м²/с, диффузии ионов железа в порах оксида и коэффициент h_D , м/с, их массопереноса в однофазный поток теплоносителя при турбулентном течении определены, соответственно, в работах [2, 3]:

$$D = 1 \cdot 10^{-15} \frac{273+t}{\mu}; \quad h_D = \frac{D}{d_b} \left(2,0 + a \text{Re}^b \text{Sc}^{\frac{1}{3}} \right),$$

где μ – динамическая вязкость теплоносителя, кг/(м·с); $a = 0,86 - 10,00/(4,70 - \text{Sc})^3$, $b = 0,0165 - 0,011 \text{Sc} \exp(-\text{Sc})$ – эмпирические коэффициенты; Re и Sc – числа Рейнольдса и Шмидта соответственно, которые имеют следующий вид: $\text{Re} = v d_b \rho / \mu$, $\text{Sc} = \mu / (\rho D)$, где $v = \frac{4G}{3600 \pi d_b^2 \rho}$, м/с,

и ρ , кг/м³ – скорость и плотность теплоносителя соответственно; G – расход теплоносителя на участке, кг/ч.

Для удобства проведения расчетов на ПЭВМ плотность $\rho(t)$, кг/м³, и вязкость $\mu(t)$, кг/(м·с), теплоносителя (воды) в диапазоне температур $t = 40 - 300 \text{ }^\circ\text{C}$ предлагается определять по уравнениям $\rho(t) = 1001,3 - 0,0026t^2 - 0,1569t$; $\mu(t) = 0,0308t^{-1,0259}$.

5. Опытные значения по растворимости магнетита для различных значений температур t и водородного показателя pH теплосетевой воды, представленные в работе [4], для диапазона температур $40 - 300 \text{ }^\circ\text{C}$ записаны в виде зависимости $C_m(t, pH)$, кг/м³,

$$C_m(t, pH) = \rho (mt^2 - nt + p) \cdot 10^{-9} \quad (3)$$

где m, n, p – коэффициенты, принимаемые для различных диапазонов температур и значений pH из приведенных ниже данных:

pH	$t, ^\circ\text{C}$	m	n	p
8,0	40 – 150*	0,0188	2,4384	321,6100
	150 – 300	0,0102	6,9738	1190,8000
8,3	40 – 150*	0,0153	2,3004	220,0400
	150 – 300	0,0054	3,7749	659,9500
8,5	40 – 150*	0,0045	0,4888	102,6900
	150 – 300	0,0012	1,3557	304,5500
8,7	40 – 150*	0,0048	0,5701	67,7370
	150 – 300	0,0012	1,0986	232,7400
8,9	40 – 175*	0,0013	0,1782	33,4750
	175 – 300	0,0010	0,7579	146,3600
9,0	40 – 175*	0,0011	0,1021	20,4610
	175 – 300	0,0019	1,1084	172,7800
9,2	40 – 150*	0,0027	0,3368	19,0500
	150 – 300	0,0009	0,5586	93,3330
9,4	40 – 300	0	0,0104	6,6066
9,6	40 – 300	0	0,0089	4,2359
10,0	40 – 300	0	0,0040	1,4210

* – включительно.

Зависимость $C_m(t, pH)$ для характерных в системах теплоснабжения значений pH представлена на рис. 1, а. Представление опытных данных C_m в виде уравнения (3) позволяет реализовать вычислительный алгоритм на ПЭВМ.

6. Зависимость скорости $k(t)$, м/с, реакции коррозии от температуры определяется формулой Аррениуса:

$$k(t) = A \exp \left(-\frac{E_a}{R(273+t)} \right) = 8,45 \cdot 10^{17} \exp \left(-\frac{17861}{273+t} \right),$$

где A и E_a – соответственно предэкспоненциальный множитель, м/с, и энергия активации реакции коррозии, Дж/моль, (для коррозии углеродистой стали

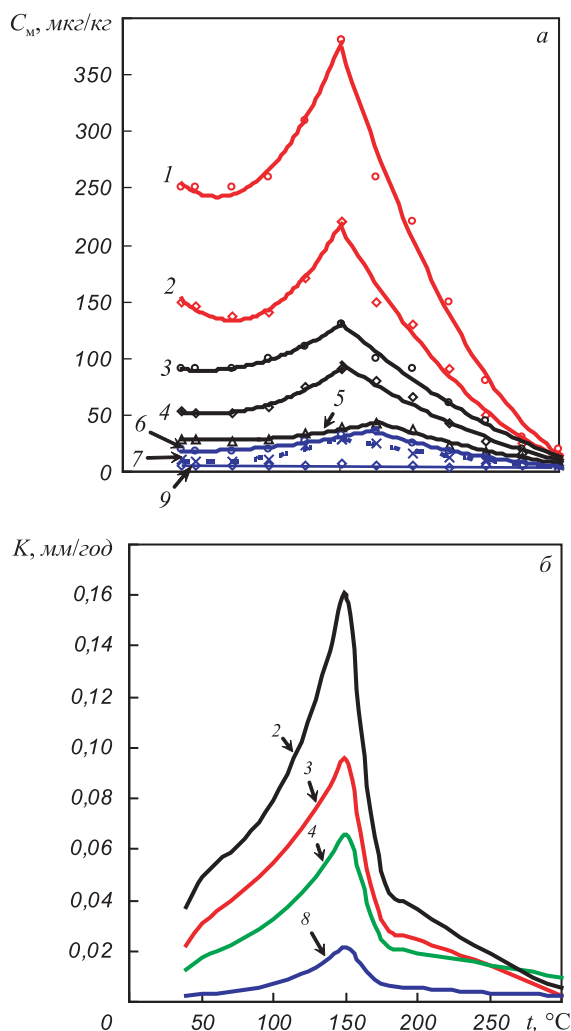


Рис. 1. Зависимость растворимости магнетита C_m (а) и скорости внутренней коррозии K (б) от температуры t и водородного показателя pH теплотсетевой воды:

1 – $pH = 8,0$; 2 – $pH = 8,3$; 3 – $pH = 8,5$; 4 – $pH = 8,7$; 5 – $pH = 8,9$; 6 – $pH = 9,03$; 7 – $pH = 9,15$; 8 – $pH = 9,2$; 9 – $pH = 9,4$

в потоке теплоносителя в работе [3] предложены значения $A = 8,45 \cdot 10^{17}$ м/с; $E_a = 148\,500$ Дж/моль); $R = 8,3145$ Дж/(моль·К) – универсальная газовая постоянная.

Результаты расчета скорости K внутренней коррозии по приведенной методике сопоставлены со значениями, найденными гравиметрическим методом (по потере массы металла за время эксплуатации) в ходе обследования теплотсетей г. Новокузнецка.

Для этого вырезались образцы из трубопроводов (сталь 20) на различных аварийных (по причине коррозии) участках теплотсети. Подавляющее большинство повреждений металла в результате внутренней коррозии происходит на подающих трубопроводах теплотсети, поэтому образцы отбирались из таких труб. Наружная коррозия выбранных трубопроводов незначительна, следовательно, потеря массы металла трубы с наружной стороны чрезвычайно мала, что дало возможность с помощью гравиметрического метода оце-

нить скорость внутренней коррозии. Образцы подвергались обработке в соответствии с ГОСТ 9.908 – 85 и взвешивались с точностью $\pm 0,01$ г. Время эксплуатации трубопроводов до аварии и расход теплоносителя определялись по значениям из технических паспортов на участки теплотсети. Величины по водно-химическому (таблица) и температурному режиму теплотсети принимались на основании показаний городских ТЭЦ. Важно заметить, что интенсивность внутренней коррозии остается примерно постоянной во времени. Значения параметра K для обследованных образцов, найденные гравиметрическим методом, колеблются в диапазоне 0,02 – 0,05 мм/год в зависимости от участка сети (среднее значение 0,03 мм/год).

Затем выполнялся расчет скорости внутренней коррозии путем подстановки в расчетные формулы значений величин τ_p , t , pH , h , d_n , G , соответствующих условиям работы обследованных участков. Значения параметров t , pH принимались как средние за год, а величина G – согласно паспортам, оставалось постоянным в ходе всего периода эксплуатации. Средние годовые расчетные значения параметра K находятся в интервале 0,01 – 0,07 мм/год, что сопоставимо с результатами обследования тепловых сетей г. Новокузнецка.

В качестве примера по вышеприведенной методике выполнен расчет на ПЭВМ скорости внутренней коррозии при различных температурах t теплоносителя и значений pH , имеющих место в практике эксплуатации теплотсетей, при следующих исходных данных: $d_n = 325$ мм; $s_{исх} = 8$ мм; $G = 3,6 \cdot 10^5$ кг/ч; $\tau_p = 8400$ ч; $\chi = 0,5$; $h = 1 \cdot 10^{-5}$ м; $\rho_c = 7800$ кг/м³. Расчетная зависимость функции $K(t, pH)$ представлена на рис. 1, б. Скорость внутренней коррозии растет с повышением температуры теплоносителя и достигает максимума при 150 °С, т.е. как раз при наибольшей температуре в подающей магистрали теплотсетей. Рост объясняется повышением растворимости магнетита в воде, а дальнейшее снижение связано с изменением знака температурного коэффициента растворимости при температуре $t \approx 150$ °С, обусловленным перестройкой кристаллической структуры в слое гидрооксидов железа. Рассматриваемый характер кривой $K(t, pH)$ наиболее

Водно-химический режим теплотсетей г. Новокузнецка

Показатель	Значение показателя для теплоисточника			Норматив по работе [4]
	ТЭЦ КМК	Кузнецкая ТЭЦ	ЗС ТЭЦ	
pH	7,00 – 9,50	8,74	8,70	9,60 – 10,00
Кислород, мл/л	$\leq 0,050$	0,022	0,025	$\leq 0,020$
Хлориды, мг/л	–	–	6,5	$\leq 3,0$
Сульфаты, мг/л	–	94,0	10,8	$\leq 1,0$

ярко выражен при низких значениях pH . И наоборот, уже при $pH > 9,2$ функция начинает сглаживаться, а при нормативных значениях $pH = 9,6 - 10,0$ переходит в почти горизонтальную линию и скорость внутренней коррозии перестает зависеть от температурного режима в теплосети.

При круглогодичной работе ($\tau_p = 8400$ ч) теплосетей открытой системы теплоснабжения г. Новокузнецка среднегодовая температура теплоносителя составляет примерно 60°C . Если учесть, что при этом в теплосетях города в среднем $pH \approx 8,7$, то, согласно рис. 2, среднегодовое значение параметра K составляет $0,02$ мм/год.

Характер изменения скорости внутренней коррозии в диапазоне $8,0 < pH < 10,0$ при среднегодовой температуре теплоносителя 60°C показан на рис. 2 (расчет выполнен по вышеприведенной методике). Скорость коррозии при нормируемых значениях $pH = 9,6 - 10,0$ практически равна нулю и экспоненциально растет при снижении величины pH .

Расчет по формуле (2) дает оценку интенсивности равномерного изнашивания трубопровода. Однако в реальных условиях эксплуатации тепловых сетей при $pH < 9,5$ коррозия труб из углеродистой стали носит локальный характер (причины – повышенное содержание ионов Cl^- и SO_4^{2-} , неоднородность железоокисных пленок на поверхности стали и наличие пар неравномерной аэрации, неметаллические включения и дислокации). Именно локальная коррозия является основной причиной аварийной остановки участков городских теплопроводов. Вследствие зависимости от множества случайных факторов рассчитать скорость локальной коррозии в настоящее время нельзя. Однако ее можно с приемлемой для инженерных расчетов точностью учесть при определении величины w_d введением в формулу (1) локального фактора w_d , который показывает, во сколько раз скорость локальной коррозии превышает величину K . Значение w_d следует определять опытным путем как отношение средней глубины язв на внутренней поверхности стальной трубы к среднему утончению стенки трубы, вычисленному гравиметрическим методом (по потере массы металла за время эксплуатации).

Было определено значение w_d только для случая эксплуатации теплопроводов из углеродистой стали 20 в теплосетях г. Новокузнецка, когда на указанных выше образцах с помощью микрометрического индикатора с передвижным игольчатым щупом определялся профиль язв. Для $8,5 < pH < 9,0$ и среднегодовой температуре $t = 60^\circ\text{C}$ теплоносителя (круглогодичная работа теплосети $\tau_p = 8400$ ч) с приемлемой для практики точностью можно принять $w_d = 9,0$. Следует отметить, что при повышении pH до уровня более $9,5$ внутренняя коррозия углеродистых сталей становится практически равномерной, т.е. $w_d = 1$ при $pH \geq 9,5$. Необходимо выполнить ряд обследований линейной части разных систем теплоснабжения, чтобы можно было говорить о значениях w_d для различных условий эксплуатации.

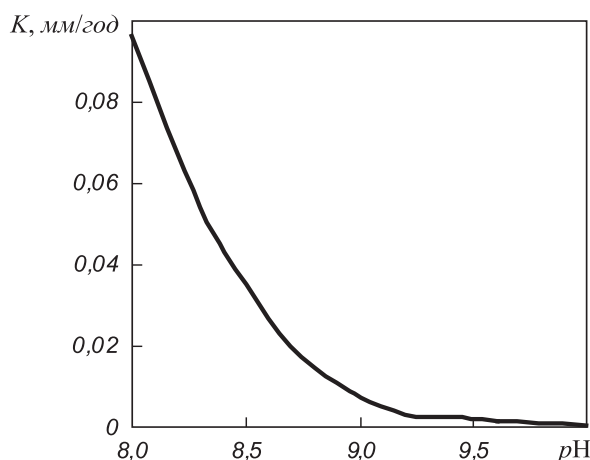


Рис. 2. Зависимость скорости внутренней коррозии K от водородного показателя pH при температуре 60°C

Выводы. Приведено уравнение по определению растворимости магнетита в теплосетевой воде при $pH = 8,0 - 10,0$ и различных температурах теплоносителя. Предложена методика расчета скорости внутренней коррозии тепловых сетей. Скорость коррозии растет при повышении температуры теплоносителя в диапазоне температур $40 - 150^\circ\text{C}$ и затем снижается. Чем ниже значение pH (в пределах, характерных для теплосетей), тем ярче выражен экстремум функции в районе температур $t \approx 150^\circ\text{C}$. И наоборот, при достижении $pH = 9,6$ скорость внутренней коррозии практически перестает зависеть от температурного режима в теплосети. При среднегодовой температуре 60°C теплоносителя в открытой системе теплоснабжения в диапазоне $pH = 8,0 - 10,0$ скорость внутренней коррозии при $pH > 9,6$ практически равна нулю и экспоненциально увеличивается при снижении pH . Расчет по приведенной методике дает оценку интенсивности равномерного изнашивания трубопровода. Для оценки скорости локальной коррозии, имеющей место в теплосетях при $pH < 9,5$, в формулу (1) по оценке срока службы трубопровода введен локальный фактор w_d коррозии. Для среднегодовой температуры 60°C теплоносителя в диапазоне $8,5 < pH < 9,0$ при определении срока службы городских теплопроводов в формуле (1) с достаточной для практики точностью можно принимать $w_d = 9,0$.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Чапаев Д.Б., Басин А.С. // Изв. вуз. Строительство. 2004. № 2. С. 83 – 87.
2. Зайчик Л.И., Нигматулин Б.И., Першуков В.А. // Теплоэнергетика. 1995. № 7. С. 12 – 15.
3. Кек Р.Г., Гриффит П. // Современное машиностроение. Серия А. 1991. № 5. С. 41 – 48.
4. Кристенсен О., Андерсен С. // Водоочистка. 2008. № 6. С. 56 – 60.

УДК 669.1:504.06:662.75

А.Б. Юрьев, М.Б. Школлер, Е.В. Протопопов, Л.А. Ганзер

Сибирский государственный индустриальный университет

ПЕРСПЕКТИВНЫЕ НАПРАВЛЕНИЯ ПОЛУЧЕНИЯ СИНТЕТИЧЕСКИХ ТОПЛИВ В ТЕХНОЛОГИЧЕСКОМ ЦИКЛЕ КОКС – ЧУГУН – СТАЛЬ. СООБЩЕНИЕ 1*

Актуальность проблемы производства синтетических жидких топлив в последние годы значительно возросла. Мировое энергопотребление свидетельствует, что в настоящее время нефть, уровень добычи которой снижается, является основным и наиболее востребованным энергоресурсом. При этом заметно выражена нефтяная зависимость транспортного комплекса, который быстро развивается, увеличивается количество технических средств, использующих моторное топливо. Именно поэтому вопросы повышения энергоэффективности и энергосбережения (в том числе разработки новых видов топлива) привлекают большое внимание исследователей.

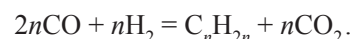
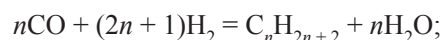
Постановка проблемы и анализ необходимых предпосылок для организации производства синтетического жидкого топлива (СЖТ) уже сформированы, имеется определенный научный задел и промышленный опыт, а сама история проблемы насчитывает около ста лет [1 – 3]. В настоящее время мировое производство СЖТ составляет более 20 млн. т/год, при этом в стадии проектирования и строительства находится еще целый ряд производств с суммарной производительностью по СЖТ около 300 млн. т/год. Лидерами в этой области являются такие страны, как ЮАР, США и Германия, активно занимаются развитием данного направления и производством СЖТ Япония, Китай и Индия.

Все технологически реализованные процессы производства СЖТ основаны на синтезе углеводородов из оксида углерода и водорода (процесс Фишера-Тропша). Смесь газов CO и H_2 , называемая синтез-газом, может быть получена практически из любого углеродсодержащего сырья (природного газа, угля и т.д.). Для российской экономики предпочтение очевидно следует отдавать углю как самому распространенному виду горючих ископаемых.

Критерием качества синтез-газа в такой постановке задачи является объемное (мольное) соотношение содержаний газов H_2 и CO , равное 1,5 – 2,4 (оптимум 1,8 – 2,2), и наличие примесей (азота, уголекислоты, сернистых соединений и т.д.).

Синтез Фишера-Тропша необходимо рассматривать как восстановительную олигомеризацию оксида углерода в результате сложной комбинации химических

реакций, которые в общем виде могут быть представлены следующим образом [4]:



При этом состав конечных продуктов процесса зависит от катализатора, температуры и соотношения содер­жаний водорода и оксида углерода.

Широкое распространение в мировой практике получил способ производства синтетического жидкого топлива на основе синтез-газа из угля [5, 6], разработанный фирмой «Лурги» («Сасол» ЮАР).

В общем виде газогенератор «Лурги» представляет собой вертикальную шахту из листовой стали, футерованную огнеупорным кирпичом. В верхней части газогенератора имеется загрузочный люк, снабженный затвором. В нижней части газогенератора установлена колосниковая решетка, через которую в шахту непрерывно подается газ (воздух, кислород или смесь кислорода с водяным паром). Сверху непрерывно поступает уголь. Газификация угля осуществляется в перемещающемся слое в потоке: кусковый неспекающийся уголь (крупностью 6 – 40 мм), загружаемый в верхнюю часть агрегата, при сходе вниз реагирует со встречным потоком газифицирующего агента (воздуха, кислорода или парокислородного дутья). Температура газов к выходу из слоя снижается на столько, что в них могут оставаться неразложившиеся конденсирующиеся углеводороды, смолы и масла.

Метод газификации «Лурги» характеризуется простотой аппаратного оформления и эксплуатации, высоким термическим КПД, относительно невысокой температурой процесса. Однако этот метод требует применения угля определенной крупности, который не должен спекаться, чтобы обеспечить газопроницаемость слоя. Поскольку при современных методах добычи в угле содержится до 50 % мелочи, а при транспортировке и перегрузке ее содержание еще более увеличивается, очевидно требуется дополнительная подготовка материала путем окомкования или брикетирования мелочи. Современные газогенераторы с вращающейся колосниковой решеткой и сухим золоудалением работают под давлением 3,0 – 3,2 МПа, производство синтез-газа составляет до 60 тыс. м³/ч.

* Работа выполнена в рамках государственного задания вузу № 7.4828.2011.

На основе газогенератора «Лурги» разработан слоевой горновой газификатор BGL (British Gas Lurgi, Англия) для получения синтез-газа при высоких температурах с удалением шлака в жидком виде [6]. Следует отметить, что при создании и освоении такого агрегата в первую очередь использовался опыт конструирования и эксплуатации доменных печей.

Несмотря на значительный интерес в мире к освоению в ЮАР способу производства СЖТ на основе синтез-газа из угля, отмечается, что именно стадия газификации является наиболее трудоемкой, энергозатратной и требует до 60 % общих капитальных затрат и эксплуатационных расходов со сроком окупаемости промышленных установок около 8 лет.

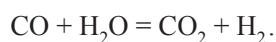
В этой связи представляет интерес использование в качестве газогенератора для газификации кусковых углей с жидким шлакоудалением существующих доменных печей, выводимых из эксплуатации на металлургических предприятиях при реструктуризации производства.

Современная доменная печь по конструктивным решениям и технологии является многоцелевым агрегатом и может быть перестроена на режим работы, в котором доминируют те или иные ее основные функции: выплавка чугуна, получение шлака или газа требуемого состава путем газификации твердого топлива [7–9]. Следует также отметить, что в практике эксплуатации доменных печей накоплен значительный опыт по работе агрегата с заменой части (до 100 кг/т чугуна) кокса кусковыми углями.

Для осуществления указанных режимов в комплексе доменной печи имеются:

- тракт подачи шихты с емкостями и специальными транспортирующими устройствами;
- загрузочное устройство шихты в печь;
- воздуходувные машины и устройства (фурмы) для подачи воздуха или комбинированного дутья (воздуха с добавкой кислорода и пара), а также горячего дутья;
- воздухонагреватель для нагрева дутья до температуры 1000 – 1200 °С перед подачей его в печь;
- накопитель жидкого шлака и чугуна с периодической выдачей их из печи в специальные ковши;
- тракт отвода образующегося в печи газа и установок очистки его от пыли;
- соответствующие ресурсы технического кислорода.

Возможность проведения плавки на дутье, обогащенном кислородом до 50 – 55 %, впервые была показана в 30-х гг. прошлого века в России на доменной печи объемом 28 м³ [10]. В этих же экспериментах был успешно осуществлен процесс так называемой конверсии оксида углерода при подаче в шахту печи перегретого пара



Эти технические решения значительно расширяют возможности получения в доменной печи синтез-газа с использованием парокислородного дутья.

Для обоснования технологических параметров процесса в настоящей работе выполнен расчет материального и теплового балансов процесса газификации кускового угля марки ТПМ (крупностью 25 – 50 мм) на парокислородном дутье при характерном температурном профиле доменной печи.

Выбор угля марки ТПМ, ресурсы которого в значительной степени сосредоточены на юге Кузбасса, обусловлен повышенными показателями механической прочности и термической стойкости, а также практическим отсутствием смолистых веществ в продуктах высокотемпературной деструкции, что позволяет эксплуатировать газоочистку доменной печи без каких-либо существенных конструктивных изменений.

Характеристики угля в соответствии с сертификатом качества ОАО «Разрез Краснобродский» приведены ниже: влажность и зольность 4,5/8,0 и 5,3/9,6 % соответственно (через косую приведены среднее и максимальное значения); выход летучих веществ 9,9 %; содержание серы в рабочем топливе 0,3 %.

Состав сухого беззольного топлива: 90,8 % С; 3,8 % Н₂; 2,3 % N; 2,8 % О₂. Теплота сгорания сухого беззольного и рабочего топлива составляет 35,4 и 31,0 МДж/кг соответственно.

Состав золы: 52,5 % SiO₂; 26,4 % Al₂O₃; 6,8 % Fe₂O₃; 5,0 % CaO; 1,0 % MgO; 0,9 % Na₂O; 1,8 % K₂O; 0,7 % TiO₂; 0,3 % P₂O₅; 4,2 % SO₃.

Температура деформации золы 1260 °С; температура полусферы 1370 °С; температура растекания 1400 °С. Индекс Хардгров (размолоспособность) – 70. Выход класса 25 – 50 мм составляет 82,5 %.

Температура газификации с жидким шлакоудалением по аналогии с температурным режимом горна доменной печи в расчете принята равной 2073 К; потери тепла в окружающее пространство нижней частью газогенератора 20 %; температура в верхней части газогенератора 1273 К.

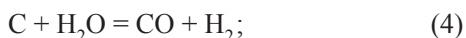
В основу выполненных расчетов положена методика Грум-Гржимайло [11]. В соответствии с этой методикой принимается, что от 1/10 до 1/4 количества углерода сгорает до диоксида углерода CO₂, от 1/30 до 1/15 количества углерода образует CH₄, а остальная часть углерода горит до оксида углерода СО. Вся сера переходит в H₂S, причем 50 % ее в верхней части газогенератора, а оставшаяся часть – в нижней. При этом вводится поправка Дюлонга, которая учитывает, что весь кислород угля связан с водородом.

В нижней части газогенератора (температура 2073 К) можно выделить химические реакции:

– горения твердого углерода



– газификации твердого углерода



– восстановления водородом



В верхней части газогенератора при температуре 1273 К возможно протекание реакции газификации твердого углерода



и перераспределения серы



Значения термодинамических функций $\Delta G_i^0 = \Delta H_i^0 - T\Delta S_i^0$ и $\lg k_p = -\frac{\Delta G_i^0}{19,155T}$ химических реакций (1)–(10) приведены ниже:

Реакция	$T, \text{ К}$	$\Delta H,$ кДж/моль	$\Delta G,$ кДж/моль	$\lg k_p$
1	2073	–110,50	–482,43	12,0
2	2073	–393,50	–399,53	10,0
3	2073	172,50	–180,92	4,0
4	2073	131,30	–146,93	4,0
5	2073	89,50	–100,53	3,0
6	2073	80,23	–6,58	0,2
7	1273	172,50	–52,90	2,0
8	1273	62,80	–13,20	0,5
9	1273	57,23	–35,10	1,5
10	1273	–20,17	–75,40	3,0

Совершенно очевидно, что для практического применения особое значение имеет тепловая сторона процесса, однако константы равновесия реакций (1) и (2) достаточно велики, при этом обеспечивается поступление необходимого количества тепла для парокислородной газификации угля.

Расчет показал, что без предварительного нагрева дутья при соотношении содержаний пара и кислорода 1,01 может быть получен газ следующего состава:

53,057 % CO ; 8,037 % CO_2 ; 30,867 % H_2 ; 3,244 % CH_4 ; 0,07 % H_2S ; 4,72 % H_2O (по объему).

Объем влажного газа в расчете на 100 кг угля составляет 237,7 м³, объем сухого газа – 226,5 м³. Расход угля составляет 0,441 кг/м³ сухого газа, расход кислорода и водяного пара 0,348 и 0,198 кг/м³ сухого газа соответственно; это достаточно хорошо согласуется с опубликованными данными о работе промышленных установок парокислородной газификации [6].

Однако молярное соотношение содержаний водорода и оксида углерода, которого можно достигнуть в газогенераторе, 0,58; это существенно ниже, чем требуется при получении синтетического жидкого топлива. Следовательно, в этом случае необходимо проведение процесса сдвига (конверсии) оксида углерода водяным паром, для чего возможно использование газоочистной аппаратуры или пространства для газоотвода в верхней части колошника.

Выполненные расчеты показывают, что при расходе пара на конверсию в условиях доменной печи 0,41 м³/м³ влажного колошниково-го газа, сухой конвертированный газ будет иметь следующий состав: 24,90 % CO ; 26,53 % CO_2 ; 45,81 % H_2 ; 2,68 % CH_4 ; 0,07 % H_2S ; соотношение содержаний водорода и оксида углерода составит 1,84.

Таким образом, при переводе доменной печи в режим газификации кускового угля возможно получение синтез-газа, для чего необходимо выполнение следующих условий:

- применение парокислородного дутья с соотношением содержаний пара и кислорода не менее 1,0;
- подача парокислородной смеси по линии холодного дутья;
- на выходе генераторного газа необходимо организовать при температуре не выше 250 °С его взаимодействие с водяным паром для конверсии оксида углерода и получения требуемого в синтез-газе соотношения содержаний водорода и оксида углерода 1,8 – 2,2;
- зола применяемого угля в отсутствие офлюсованного агломерата будет иметь ярко выраженный кислый характер. Для получения более подвижного, легкоплавкого и пригодного для утилизации шлака в шихту необходимо добавлять некоторое количество известняка;
- отсутствие железорудных материалов в составе шихты в целом уменьшает массу ее столба, поэтому для обеспечения требуемого опускания необходимо соответствующее регулирование режима подачи дутья.

Необходимо отметить, что при работе доменной печи в режиме газогенератора с использованием парокислородного дутья может быть получено некоторое (до 0,1 кг/кг угля) количество литейного чугуна за счет восстановления оксидов железа, находящихся в составе минеральной части угля. Учитывая ее кислотный состав, для получения имеющего повышенную коммер-

ческую ценность шлака основностью $\text{CaO/SiO}_2 = 1,1$ к углю следует присаживать расчетное количество кусковой извести.

По данным работы [9] перевод доменной печи объемом 2000 м^3 на технологию производства газа позволит газифицировать не менее 1500 т/сут. угля и, следовательно, получить на парокислородном дутье около $150 \text{ тыс. м}^3/\text{ч}$ синтез-газа.

Выполненный расчет затрат на проведение процесса газификации угля в доменной печи показывает, что себестоимость 1 тыс. м^3 синтез-газа из угля марки ТПМ для получения высокооктанового бензина не превысит 350 руб. [7].

Выводы. Рассмотрены особенности работы доменной печи в режиме газификации углей. Рассчитаны состав парокислородного дутья и расходные коэффициенты сырья и материалов на получение синтез-газа. Выполненные расчеты подтвердили технологическую возможность и экономическую целесообразность использования выводимых из эксплуатации доменных печей в качестве газогенераторов для получения на парокислородном дутье восстановительного газа, а также синтез-газа для производства синтетического жидкого топлива из Кузнецкого угля марки ТПМ.

УДК 621.7:539.52:539.374.004.021.51.72

В.Р. Ганиева, А.С. Любимов, Ф.У. Еникеев

Уфимский государственный нефтяной технический университет

МЕТОДИКА ИДЕНТИФИКАЦИИ МОДЕЛИ О.М. СМЕРНОВА

Способность поликристаллических материалов при определенных температурно-скоростных условиях испытания проявлять аномально высокое (в сотни и тысячи процентов) удлинение при относительно низких напряжениях течения принято называть сверхпластичностью (СП) [1]. Использование СП при обработке металлов давлением во многих случаях обеспечивает снижение деформирующих усилий, повышение коэффициента использования металла, уменьшение числа технологических переходов и улучшение качества деформируемых полуфабрикатов, что и обуславливает значительный интерес к изучению этого явления. В этой связи актуальной задачей становится разработка математических моделей технологических процессов обработки давлением микрокристаллических материалов, основанных на постановке и решении краевых задач механики сверхпластичности.

Ключевым звеном в постановке краевой задачи являются определяющие соотношения – законы связи между напряжениями и деформациями, которые замыкают систему уравнений, составляющих начально-краевую

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

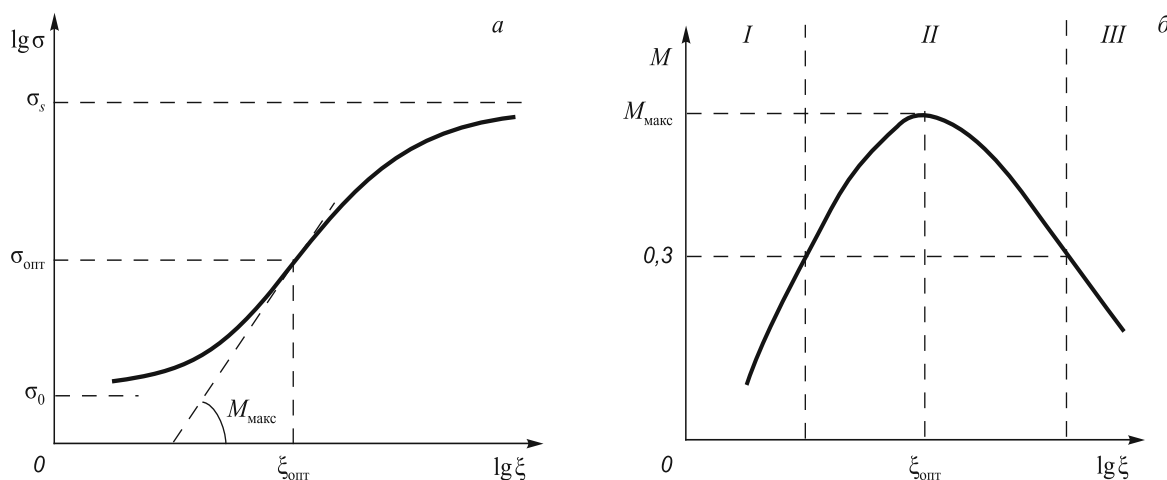
1. Электроэнергетика России: экономика и реформирование. – М.: Изд-во ИНП, 2011. – 77 с.
2. Гнездилов Е.А., Жуков А.В., Яковлев А.Д. // Фундаментальные исследования. 2007. № 12. С. 342 – 344.
3. Ионе К.Г. Полифункциональный катализ на цеолитах. – Новосибирск: Наука. Сиб. отд-ние, 1982. – 271 с.
4. Макаров Г.Н., Харламович Г.Д. Химическая технология твердых горючих ископаемых. – М.: Химия, 1986. – 496 с.
5. Кричко А.А., Лебедев В.В., Фарберов И.Л. Нетопливное использование углей. – М.: Недра, 1978. – 215 с.
6. Шиллинг Г.Д., Бонн Б., Краус У. Газификация угля / Пер. с нем. – М.: Недра, 1986. – 175 с.
7. Школлер М.Б., Кустов Б.А., Михеев Н.И., Валоу Н.Н. Автоматизированные печные агрегаты и энергосберегающие технологии в металлургии: Материалы 2-ой международной научно-практической конференции. – М.: изд. МИСиС, 2002. С. 354, 355.
8. Курунов И.Ф., Тихонов Д.Н., Свитко С.В. // Черная металлургия. 2002. № 10. С. 28 – 31.
9. Товаровский И.Т., Меркулов А.Е., Вышинская Е.Д. // Черные металлы. 2006. № 2. С. 22 – 29.
10. Курунов И.Ф., Аншелес В.Р., Свитко С.В. // Металлург. 1999. № 12. С. 27 – 39.
11. Бесков С.Д. Технохимические расчеты. – М.: Высшая школа, 1966. – 520 с.

© 2012 г. А.Б. Юрьев, М.Б. Школлер,
Е.В. Протопопов, Л.А. Ганзер
Поступила 20 декабря 2011 г.

задачу механики. Как отметил в своем докладе А. Барнс [2], в настоящее время все большую роль приобретает применение методов компьютерного моделирования при проектировании технологической оснастки и оптимизации режимов технологических процессов. Построение эффективных компьютерных моделей технологических процессов ОМД в состоянии сверхпластичности требует решения двух взаимосвязанных проблем: необходимо выбрать конкретный вариант постановки краевой задачи механики СП и осуществить рациональный выбор модели материала и методов ее идентификации.

При описании реологического поведения материалов, находящихся в состоянии СП, используется множество самых разнообразных моделей материалов. Наиболее эффективной из них является модель упруговязкопластической среды (EVP-среды), предложенная О.М. Смирновым [1], основное соотношение которой имеет следующий вид:

$$\sigma = \sigma_s + \frac{K_v \xi^{m_v}}{\sigma_s + K_v \xi^{m_v}}, \quad \xi \neq 0, \quad (1)$$



Схематические типичные зависимости напряжения течения σ (а) и наклона сигмоидальной кривой M (б) от скорости деформации ξ на различных стадиях сверхпластичности [1]

где σ_0 , σ_s , K_v и m_v – материалы постоянные: σ_0 – пороговое напряжение; σ_s – предел текучести (или предельное напряжение); K_v и m_v – параметры, характеризующие вязкость материала.

Параметры σ_0 и σ_s имеют наглядную графическую интерпретацию (см. рисунок, поз. а):

$$\lim_{\xi \rightarrow 0} \sigma = \sigma_0; \quad \lim_{\xi \rightarrow \infty} \sigma = \sigma_s.$$

Следует отметить, что модель О.М. Смирнова обладает целым рядом несомненных достоинств. Во-первых, она позволяет с достаточной для практических целей точностью описать имеющиеся экспериментальные данные, полученные в одноосных испытаниях при активном нагружении в очень широком интервале скоростей деформации. Во-вторых, при очень больших скоростях деформации существует насыщение, т.е. напряжение стремится к некоторому предельному значению σ_s . В-третьих, самим автором предложен конкретный вариант тензорной записи его модели, основанный на одном из вариантов теории течения. В-четвертых, имеется пороговое напряжение σ_0 . Таким образом, модель О.М. Смирнова является, вообще говоря, моделью деформируемого твердого тела, а не жидкости, и основное соотношение для нее более строго может быть записано в виде

$$\xi = \begin{cases} 0 & \text{при } \sigma \leq \sigma_0; \\ \left[\frac{\sigma_s}{K_v} \frac{\sigma - \sigma_0}{\sigma_s - \sigma} \right]^{\frac{1}{m_v}} & \text{при } \sigma > \sigma_0. \end{cases} \quad (1)$$

¹ Апатов К.Ю. Разработка процессов получения оболочек сложной формы с поверхностным рельефом из листовой латуни методами сверхпластической формовки. Автореф. дис. канд. техн. наук. – М., 2006. 23 с.

² Нгуен Чыонг Ан. Сверхпластическая формовка листов алюминиевых сплавов с ультрамелким зерном для получения оболочек с рельефом. Автореф. дис. канд. техн. наук. – М., 2009. 22 с.

Многочисленные экспериментальные исследования показали применимость выражения (1) для аппроксимации экспериментальных данных, соответствующих стационарным режимам одноосного деформирования в широком (в пределах $7 \div 8$ порядков) интервале изменения скоростей деформаций [3]. Серьезнейшим достоинством модели О.М. Смирнова и ее обобщений является широкое применение в практических расчетах [4, 5], модель использована в диссертационных работах^{1, 2}. К сожалению, в литературе недостаточное внимание уделяется вопросам разработки методов экспериментального определения значений реологических параметров сверхпластичности σ_0 , σ_s , K_v и m_v в модели материала (1) по результатам механических экспериментов. В то же время одним из основных условий успешной научной работы является обеспечение, с одной стороны, воспроизводимости полученных результатов, а с другой – возможности сравнения данных, полученных разными исследователями. С этой целью разрабатываются стандартные методы проведения испытаний и способов обработки экспериментальных данных, способов идентификации используемых в расчетах моделей материалов.

Целью настоящей работы является анализ методик экспериментального определения значений параметров σ_0 , σ_s , K_v и m_v для модели О.М. Смирнова по результатам механических испытаний.

О.М. Смирнов предложил следующую методику идентификации своей модели. Сначала графическими методами определяются параметры точки перегиба сигмоидальной кривой сверхпластичности ($\sigma_{\text{опт}}$, $\xi_{\text{опт}}$ и $M_{\text{макс}}$) (см. рисунок). Затем находится значение K_v по формуле $K_v = \sigma_{\text{опт}} / \xi_{\text{опт}}^{m_v}$. Постоянные σ_0 и σ_s находятся методом экстраполяции, а постоянная m_v вычисляется по формуле $m_v = M_{\text{макс}} \left[\frac{(\sqrt{\sigma_s} + \sqrt{\sigma_0})}{(\sqrt{\sigma_s} - \sqrt{\sigma_0})} \right]$. При

этом предполагается, что $\sigma_0 \ll \sigma_s$ и, следовательно, $m_v \approx M_{\text{макс}}$. Если это не так, то величину параметра K_v определяют по формуле $K_v = \sigma_{\text{опт}} / \xi_{\text{опт}}^{m_v}$. Эта методика

была применена автором для двух сплавов, полученные результаты представлены в таблице (колонки 2 и 3).

Авторы работы [3] выполнили статистический анализ точности описания зависимости $\sigma(\xi)$ для титанового сплава ВТ3-1 со средним расстоянием между частицами фаз 5–7 мкм при температуре 1200 ± 15 К различными феноменологическими уравнениями, в том числе и выражением (1), в которое вместо порогового напряжения σ_0 было введено произведение $Z\sigma_0$. Параметр Z назван в работе [3] «параметром асимметрии» сигмоидальной кривой; при расчетах было найдено $Z = 3$. Полученные результаты приведены в колонке 4 таблицы.

Как следует из уравнения (1), зависимость $\sigma = f(\xi)$ дробно-рациональная. Соответственно, определение материальных постоянных, входящих в модель О.М. Смирнова, подразумевает применение методов нелинейного регрессионного анализа. В 1987 г. А.С. Пустовгар [6] по тем же экспериментальным данным, что и авторы работы [3], определил параметры модели (1) на основе применения методов нелинейного регрессионного анализа (колонка 5 таблицы). В работе [6] приводится также график зависимости $\sigma(\lg \xi)$, иллюстрирующий удовлетворительное согласие между расчетными и экспериментальными данными.

Как уже отмечено выше, на практике величину параметров σ_0 и σ_s задают, исходя из приписываемого им физического смысла, путем экстраполяции экспериментальной кривой $\lg \sigma - \lg \xi$ в область низких и высоких значений ξ соответственно (см. рисунок, поз. а). Точность такого метода определения постоянных σ_0 и σ_s заведомо невысокая. Кроме того, проведение экспериментов при очень низких скоростях деформации порядка 10^{-7} с^{-1} требует больших затрат времени (по данным работы Рэя и Гранта [7] составляет около трех месяцев на один образец).

Значения параметров в модели О.М. Смирнова [1]

Параметр	Значение параметра для сплава			
	Mg – 6 % Zn – 0,5 % Zr [1]	Zn – 22 % Al [1]	ВТ3–1 [3]	ВТ3–1 [9]
<i>I</i>	2	3	4	5
σ_0 , МПа	1,200	0,140	0,314	0,314
σ_s , МПа	100,0	280,0	234,8	250,0
m_v	0,620	0,470	0,531	0,503
K_v , МПа·с ^{<i>m</i>}	–	–	771,6	690,0
δ , %	2,70	10,90	3,78	8,46
$\xi_{\text{мин}}/\xi_{\text{макс}}$, с ^{–1}	$10^{-6}/10^{-1}$	$10^{-6}/10^1$	$10^{-6}/10^0$	$10^{-7}/10^0$

Примечание. δ – ошибка аппроксимации (среднее квадратическое отклонение); $\xi_{\text{мин}}/\xi_{\text{макс}}$ – интервал скоростей деформации, для которого получена аппроксимация.

Рассмотрим вывод основных соотношений. Перепишем основное соотношение модели О.М. Смирнова (1) в следующем виде:

$$\sigma = \frac{\sigma_0 + K_v \xi^{m_v}}{1 + K_v \xi^{m_v} / \sigma_s}. \quad (2)$$

Из зависимости (2) следует, что если скорости деформации малы, выражение (2) в предельном случае переходит в известную в сверхпластичности модель материала вида

$$\sigma = \sigma_0 + K' \xi^{m'}, \quad (3)$$

где σ_0 , $K' = K_v$, $m' = m_v$ – реологические постоянные материала.

Следовательно, значения этих постоянных могут быть определены, например, по описанной в работе [8] методике. При этом следует иметь в виду, что, как показывает теоретический анализ модели (3) [9], зависимость наклона сигмоидальной кривой в этом случае имеет монотонно возрастающий вид. По этой причине при идентификации модели (3) необходимо использовать экспериментальные данные, соответствующие первым двум стадиям сверхпластичности, т.е. при $\xi < \xi_{\text{онт}}$ (см. рисунок). В то же время, как уже отмечено выше, одним из ключевых достоинств модели О.М. Смирнова является возможность описания всей сигмоидальной кривой сверхпластичности. Кроме того, при использовании модели (3) в принципе отсутствует возможность определения четвертого реологического параметра σ_s . По этой причине представляется целесообразным разработать специализированную методику определения значений всех четырех постоянных σ_0 , σ_s , K_v и m_v по заданному входному набору

$$\{\sigma_i, \varepsilon_i\}, i = 1, 2, \dots, 3, N, \quad (4)$$

где σ_i – напряжение течения, соответствующее скорости деформации ε_i ; $N \geq 4$ – количество имеющихся в распоряжении экспериментальных точек сигмоидальной кривой сверхпластичности.

На основании выражения (2) составим следующую целевую функцию:

$$\Phi(\sigma_0, K_v, \sigma_s, m_v) = \sum_{i=1}^N \left[\sigma_0 + K_v \xi_i^{m_v} (1 - \sigma_i / \sigma_s) - \sigma_i \right]^2 \rightarrow \min; \quad (5)$$

здесь σ_i и ε_i – значения напряжения и скорости деформации из входного набора (4).

Для минимизации целевой функции применим процедуру внешнего цикла, предложенную авторами работы [10]. Предположим, что величина параметра m_v известна. Тогда целевая функция (5) становится функцией трех переменных $(\sigma_0, \sigma_s, K_v)$; обозначим ее $F(\sigma_0, \sigma_s, K_v)$.

Необходимые условия минимума этой функции $\partial F / \partial \sigma_0 = 0$, $\partial F / \partial \sigma_s = 0$, $\partial F / \partial K_v = 0$ приводят к следующей системе уравнений:

$$\begin{aligned} \partial F(\sigma_0, K_v, \sigma_s) / \partial \sigma_0 = \\ = -2 \sum_{i=1}^N [\sigma_0 + K_v \xi_i^{m_v} (1 - \sigma_i / \sigma_s) - \sigma_0] = 0; \quad (6a) \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \partial F(\sigma_0, K_v, \sigma_s) / \partial K_v = \\ = 2 \sum_{i=1}^N [\sigma_0 + K_v \xi_i^{m_v} (1 - \sigma_i / \sigma_s) - \sigma_0] \xi_i^{m_v} (1 - \sigma_i / \sigma_s) = 0; \quad (6b) \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \partial F(\sigma_0, K_v, \sigma_s) / \partial \sigma_s = \\ = -2 \sum_{i=1}^N [\sigma_0 + K_v \xi_i^{m_v} (1 - \sigma_i / \sigma_s) - \sigma_0] K_v \xi_i^{m_v} / \sigma_s^2 = 0. \quad (6c) \end{aligned}$$

Выражения (6a) и (6b) представляют собой линейную систему из двух уравнений относительно двух неизвестных σ_0 и K_v (при известном значении σ_s), ее можно решить по формулам Крамера или методом Гаусса. В результате можно записать следующее:

$$\begin{aligned} \sigma_0 = \frac{\sum_{i=1}^N \sigma_i \sum_{i=1}^N \xi_i^{2m_v} \left(1 - \frac{\sigma_i}{\sigma_s}\right)}{N \sum_{i=1}^N \xi_i^{2m_v} \left(1 - \frac{\sigma_i}{\sigma_s}\right)^2 - \left[\sum_{i=1}^N \xi_i^{m_v} \left(1 - \frac{\sigma_i}{\sigma_s}\right) \right]^2} - \\ - \frac{\sum_{i=1}^N \sigma_i \xi_i^{m_v} \left(1 - \frac{\sigma_i}{\sigma_s}\right) \sum_{i=1}^N \xi_i^{m_v} \left(1 - \frac{\sigma_i}{\sigma_s}\right)}{N \sum_{i=1}^N \xi_i^{2m_v} \left(1 - \frac{\sigma_i}{\sigma_s}\right)^2 - \left[\sum_{i=1}^N \xi_i^{m_v} \left(1 - \frac{\sigma_i}{\sigma_s}\right) \right]^2}; \quad (7a) \end{aligned}$$

$$K_v = \frac{N \sum_{i=1}^N \sigma_i \xi_i^{m_v} \left(1 - \frac{\sigma_i}{\sigma_s}\right) - \sum_{i=1}^N \sigma_i \sum_{i=1}^N \xi_i^{m_v} \left(1 - \frac{\sigma_i}{\sigma_s}\right)}{N \sum_{i=1}^N \xi_i^{2m_v} \left(1 - \frac{\sigma_i}{\sigma_s}\right)^2 - \left[\sum_{i=1}^N \xi_i^{m_v} \left(1 - \frac{\sigma_i}{\sigma_s}\right) \right]^2}. \quad (7b)$$

Если подставить σ_0 и K_v из выражений (7a) и (7b) в выражение (6c), получим трансцендентное уравнение относительно одного неизвестного σ_s , которое может быть решено стандартными численными методами. В результате будет найдено некоторое значение этого параметра $\sigma_s(m_v)$ (это значение найдено *при известном* m_v). Подставляя известное значение m_v и найденное в результате решения трансцендентного уравнения (6c) значение $\sigma_s(m_v)$ в выражения (7), найдем соответствующие значения двух других реологических параметров $\sigma_0(m_v)$ и $K_v(m_v)$ (они определены *при известном* m_v).

Если теперь подставить набор значений реологических постоянных m_v , $\sigma_s(m_v)$, $\sigma_0(m_v)$ и $K_v(m_v)$ в выражение для целевой функции (5), то получим ее значение, соответствующее заданному (известному) значению m_v : $F(\sigma_0(m_v), \sigma_s(m_v), K_v(m_v)) = F_{\min}(m_v)$. Если повторить всю описанную выше процедуру с другим значением m_v ,

получим другое значение целевой функции. В результате получаем функцию одной переменной $F_{\min}(m_v)$, которую можно минимизировать стандартным методом скалярной оптимизации, например, методом золотого сечения; в результате будет получен окончательный результат идентификации

$$\Phi_{\min} = \min_{m_v \in (0;1)} F_{\min}(m_v). \quad (8)$$

Значения реологических параметров σ_0 , σ_s , K_v и m_v , при которых целевая функция $\Phi(\sigma_0, \sigma_s, K_v, m_v)$ из выражения (5) достигнет своего минимума (8), и будут искомым решением обратной коэффициентной задачи идентификации модели О.М. Смирнова (1) по заданному входному набору данных (4).

Рассмотрим тестирование методики. Свойства тестового объекта (виртуального материала) – это конкретные значения реологических параметров σ_0 , σ_s , K_v и m_v , приведенные в работах других авторов.

В настоящей работе тестирование программного средства проводится в следующем порядке.

1. Выбираем конкретные значения $\sigma_0 = 0,314$ МПа, $\sigma_s = 250$ МПа, $K_v = 690$ МПа·с^m и $m_v = 0,503$ (см. колонку 4 таблицы). Далее будем называть этот набор значений вектором констант виртуального материала.

2. Выбираем тестовый интервал значений скорости деформации: $\xi_{\min} = 1 \cdot 10^{-7}$ с⁻¹, $\xi_{\max} = 1 \cdot 10^{-1}$ с⁻¹.

3. Выбираем объем входного набора (4) $N = 20$.

4. Разбиваем тестовый интервал на равномерные (по логарифмической шкале значений скорости деформации ξ) отрезки; в итоге получаем набор значений $\xi_i = 1, 2, \dots, N$.

5. Генерируем тестовый набор значений σ_i по формуле (1), используя вектор констант виртуального материала и значения ξ_i .

6. «Забыаем» о том, что вектор констант виртуального материала известен, и вводим в тестируемое программное средство полученный (в п. 4, 5) входной набор $\{\sigma_i, \xi_i\}$, $i = 1, 2, \dots, N$.

7. Сравниваем «выход» (результат работы программы) с «входом» (вектором констант виртуального материала). Если «выход» не совпал со «входом», необходимо отлаживать тестируемое программное средство, если совпал – переход к п. 8.

8. Вывод результата идентификации (набора констант σ_0 , σ_s , K_v и m_v) и минимального значения целевой функции $\Phi_{\min}$ из выражения (8); это необходимо для оценки вычислительной погрешности.

9. Для повышения точности вычислений можно подобрать параметры счета (параметры использованных в программном средстве численных методов).

Использованное в настоящей работе программное средство было протестировано по описанному выше алгоритму. «Выход» совпал со «входом», при этом значение целевой функции оказалось равным $\Phi_{\min} = 2,5 \cdot 10^{-23}$ МПа². После этого вся процедура

была повторена для набора констант, приведенного в колонке 4 таблицы: $\sigma_0 = 0,314$ МПа, $\sigma_s = 234,8$ МПа, $K_v = 771,6$ МПа·с^m и $m_v = 0,531$. Результат снова был положительным: «выход» совпал со «входом» при $\Phi_{\text{мин}} = 9,6 \cdot 10^{-22}$ МПа². После этого были проведены дополнительные серии расчетов, в которых изменялся объем входных данных. Во всех случаях, вплоть до минимально возможного значения $N = 4$, «выход» совпадал с «входом».

Для практической апробации методики необходим входной набор данных (4). Используем в этом качестве данные работы [11] для сплава Al – 33 % Cu с различным средним размером d зерен. Так, в частности, для сплава с $d = 3,8$ мкм при скоростях деформации $1 \cdot 10^{-4}$, $5 \cdot 10^{-4}$, $1 \cdot 10^{-3}$, $4 \cdot 10^{-3}$, $8 \cdot 10^{-3}$ и $1,5 \cdot 10^{-2}$ с⁻¹ напряжения течения равны соответственно 200, 520, 905, 2100, 3100 и 4200 psi (1 psi = 689,48 Па). Значения реологических постоянных для сплава Al – 33 % Cu с $d = 3,8$ мкм, рассчитанные по этим исходным данным по предлагаемой в настоящей работе методике, оказались равными $\sigma_0 = 0,182$ МПа, $\sigma_s = 72,7$ МПа, $K_v = 1083$ МПа·с^m и $m_v = 0,743$. Чтобы оценить по этим результатам оптимальные условия сверхпластичности для этого сплава, воспользуемся формулами из работы [1]:

$$\sigma_{\text{опт}} = \sqrt{\sigma_s \sigma_0}; \quad M_{\text{макс}} = m_v \frac{\sqrt{\sigma_s} - \sqrt{\sigma_0}}{\sqrt{\sigma_s} + \sqrt{\sigma_0}}; \quad \xi_{\text{опт}} = \left(\frac{\sqrt{\sigma_s \sigma_0}}{K_v} \right)^{1/m_v}.$$

Расчеты по этим формулам привели к следующим результатам: $M_{\text{макс}} = 0,672$, $\sigma_{\text{опт}} = 3,64$ МПа и $\xi_{\text{опт}} = 4,7 \cdot 10^{-4}$ с⁻¹. Эти результаты хорошо согласуются с независимыми измерениями авторов работы [11], которые нашли, что максимальный наклон сигмоидальной кривой сверхпластичности для этого сплава равен 0,67 при скорости деформации $1 \cdot 10^{-3}$ с⁻¹.

Таким образом, практическое применение предложенной в настоящей работе методики позволило получить удовлетворительные результаты при анализе данных работы [11].

Предлагаемая в настоящей работе методика идентификации модели О.М. Смирнова (1) по входному набору (4) основана на минимизации отклонений расчетного отклика материала от соответствующих значений, полученных в результате обработки первичных экспериментальных данных. Несмотря на то, что полученные математические выражения довольно громоздкие, программирование предложенного алгоритма не должно вызывать серьезных затруднений. Возможности современных общедоступных средств вычислительной техники таковы, что время счета обычно не превышает одной секунды. Созданное в результате программное средство должно быть в обязательном порядке протес-

тировано с целью проверки правильности его работы, после чего оно может быть рекомендовано к практическому использованию при обработке экспериментальных данных наряду с другими известными из литературы методиками идентификации модели О.М. Смирнова.

Выводы. Предлагается методика расчета значений реологических параметров, входящих в известную дробно-рациональную модель сверхпластичности, предложенную О.М. Смирновым. Методика основана на минимизации отклонения расчетного отклика теоретической кривой от значений, полученных в результате обработки первичных экспериментальных данных. Разработан алгоритм минимизации целевой функции четырех переменных, эффективность работы которого подтверждена в результате проведения тестовых расчетов. Практическая апробация предлагаемой методики проведена по литературным данным на примере сплава Al – 33 % Cu со средним размером зерен 3,8 мкм. Получены удовлетворительные результаты идентификации, хорошо согласующиеся с данными других авторов. Сделан вывод о применимости предложенного подхода к обработке сигмоидальных кривых сверхпластичности с целью определения значений реологических параметров модели О.М. Смирнова.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Смирнов О.М. Обработка металлов давлением в состоянии сверхпластичности. – М.: Машиностроение, 1979. – 184 с.
2. Barnes A.J. Superplastic aluminum forming – expanding its techno-economic niche // Materials Science Forum. 1999. V. 304 – 306. P. 785 – 796.
3. Бойцов В.В., Цепин М.А., Карпилянский Н.Н., Ершов А.Н. // Изв. вуз. Цветная металлургия. 1982. № 5. С. 69 – 74.
4. Чумаченко Е.Н., Скороходов А.Н., Александрович А.И. и др. // Изв. вуз. Черная Металлургия. 1981. № 11. С. 89 – 93; 1982. № 1. С. 60 – 63.
5. Таюпов А.Р., Круглов А.А., Рыжков В.Г., Бердин В.К. // Изв. вуз. Черная металлургия. 1990. № 7. С. 57 – 59.
6. Пустовгар А.С. – В кн.: Исследования в области пластичности и обработки металлов давлением. – Тула: изд. ТПИ, 1987. С. 39 – 42.
7. Rai G., Grant N.J. On the measurements of superplasticity in an Al – Cu alloy // Metallurgical Transactions. 1975. V. 6A. № 1. P. 385 – 390.
8. Еникеев Ф.У. // Заводская лаборатория. 2002. № 7. С. 39 – 42.
9. Enikeev F.U. Determination of the value of the threshold stress for superplastic flow // Materials Science & Engineering. 2000. V. A276. P. 22 – 31.
10. Загиров Т.М., Круглов А.А., Еникеев Ф.У. // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2010. Т. 76. № 9. С. 48 – 56.
11. Holt D.L., Backofen W.A. Superplasticity in the Al-33Cu Eutectic Alloy // ASM Trans Quart. 1966. V. 59. P. 755.

© 2012 г. В.Р. Ганиева, А.С. Любимов,
Ф.У. Еникеев

Поступила 15 июня 2011 г.

*В.Е. Громов¹, Ю.Ф. Иванов^{2,3}, О.Ю. Ефимов³,
Г. Танг⁴, В.Я. Целлермаер¹*

¹ Сибирский государственный индустриальный университет

² Институт сильноточной электроники СО РАН

³ ОАО «Евраз – объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат»

⁴ Институт перспективных материалов университета Циньхуа

ФОРМИРОВАНИЕ МНОГОФАЗНОЙ СТРУКТУРЫ В КАНАЛАХ ТРЕЩИН ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ ПЛАЗМЕННО УПРОЧНЕННЫХ ЧУГУННЫХ ВАЛКОВ*

Одна из важных проблем повышения эффективности прокатного передела заключается в улучшении эксплуатационной стойкости чугунных прокатных валков [1 – 3]. Обеспечивающее значительное повышение технико-экономических показателей работы станов решение этой задачи связывают с упрочнением поверхности концентрированными потоками энергии, и в первую очередь, путем плазменной обработки [4, 5]. При этом стойкость валков может возрастать в 1,3 – 1,7 раза [1 – 3]. Управление процессом повышения стойкости валков и разработка оптимальных режимов упрочнения должны учитывать как формирование структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры в калибрах валков при плазменной закалке, так и их эволюцию при дальнейшей эксплуатации. Такие исследования методами просвечивающей и растровой электронной микроскопии проведены в работах [4 – 7].

В настоящей работе проанализированы структурно-фазовые состояния, которые формируются в каналах трещин, возникающих в поверхностных слоях чугунных валков при эксплуатации.

В качестве материала исследований использовали калибры плазменно упрочненного валка из чугуна марки СПХН, содержащего 3,75 % С, 0,66 % Si, 0,46 % Mn, 0,83 % Cr, 1,60 % Ni, и калибры валка после прокатки на нем 300 т арматуры диам. 12 мм. Поверхностное упрочнение валков проводили (как и в работах [1 – 7]) на установке УПН-303 с применением плазмотрона прямого действия с диам. сопла 6 мм, расход плазмообразующего газа (аргона) составлял 1,5 м³/ч, защитного газа (азота) 3,5 м³/ч. Рабочий ток составлял 90 А, напряжение дуги 17 В, скорость обработки 2 см/с. Процесс обработки заключался в высокотемпературном нагреве участка поверхности калибра (анодного пятна) и интенсивном его охлаждении

со скоростями, обеспечивающими образование закалочных структур [4 – 7].

Структурно-фазовое состояние упрочненного слоя и основного материала анализировали методами просвечивающей (ПЭМ) (микроскоп ЭМ-125) и сканирующей (СЭМ) (микроскоп «SEM 515 Philips») электронной микроскопии [8 – 10]. Для идентификации фаз проводили дифракционный анализ с использованием темнопольной методики и последующим индицированием микроэлектронограмм.

Исследования структуры поперечного излома валка методами СЭМ и послойной ПЭМ тонких фольг выявили, как и в работах [1 – 3], присутствие в приповерхностном объеме валка двух слоев – слоя толщиной приблизительно 100 мкм, полученного при оплавлении поверхности (зона оплавления), и слоя толщиной приблизительно 300 мкм, полученного в результате преобразования структурно-фазового состояния в условиях существования твердой фазы (зона термического влияния). После прокатки 300 т арматуры толщина зоны оплавления снижается приблизительно до 75 мкм, толщина зоны термического влияния уменьшается приблизительно до 250 мкм. Рельеф поверхности содержит несплошности (выбоины) и трещины, которые разбивают упрочненную поверхность на отдельные фрагменты.

Особое внимание уделено исследованию структурно-фазового состояния, формирующегося в «канале трещины», так как при подготовке фольг каналы распространения трещин практически всегда расползываются, что не позволяет провести достоверный анализ этого объема материала. Следует отметить, что подобный анализ структуры канала трещины проводится весьма редко, что сопряжено с большими трудностями выполнения подобных прицельных исследований [11, 12]. Поэтому в настоящей работе использован метод экстрактных реплик.

На рис. 1 и 2 приведены характерные изображения структуры, формирующейся в объеме трещины. Отчетливо видно, что структура материала имеет два

* Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ в рамках реализации Аналитической ведомственной целевой программы «Развитие научного потенциала высшей школы на 2009 – 2011 гг.» (проект 2.1.2/13482) и гранта РФФИ (проект 10-07-00172-а).

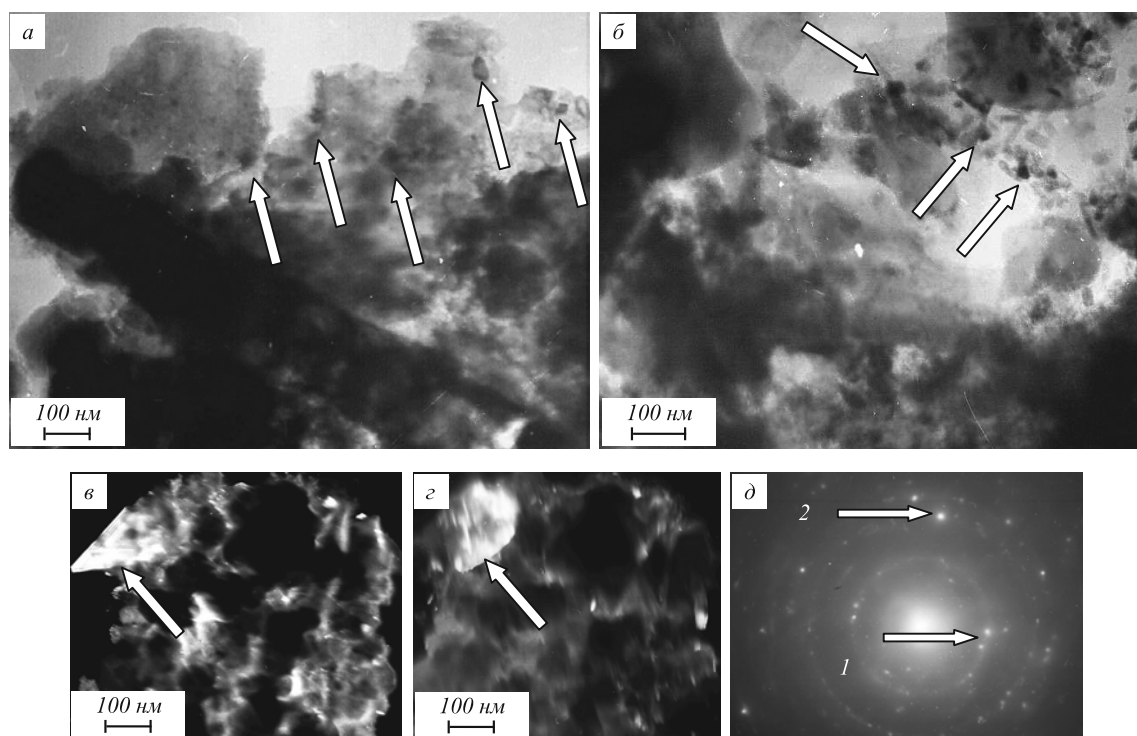


Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение структуры трещины:
a, б – светлопольные изображения; *в, г* – темные поля, полученные в рефлексах $[113]$ и $[128]$ FeCO_3 ; *д* – микроэлектроннограмма (стрелками *1* и *2* указаны рефлексы, в которых получены темнопольные изображения поз. *в* и *г*). На поз. *a* и *б* стрелками указаны частицы оксикарида железа; на поз. *в* и *г* – зерна $\alpha\text{-Fe}$

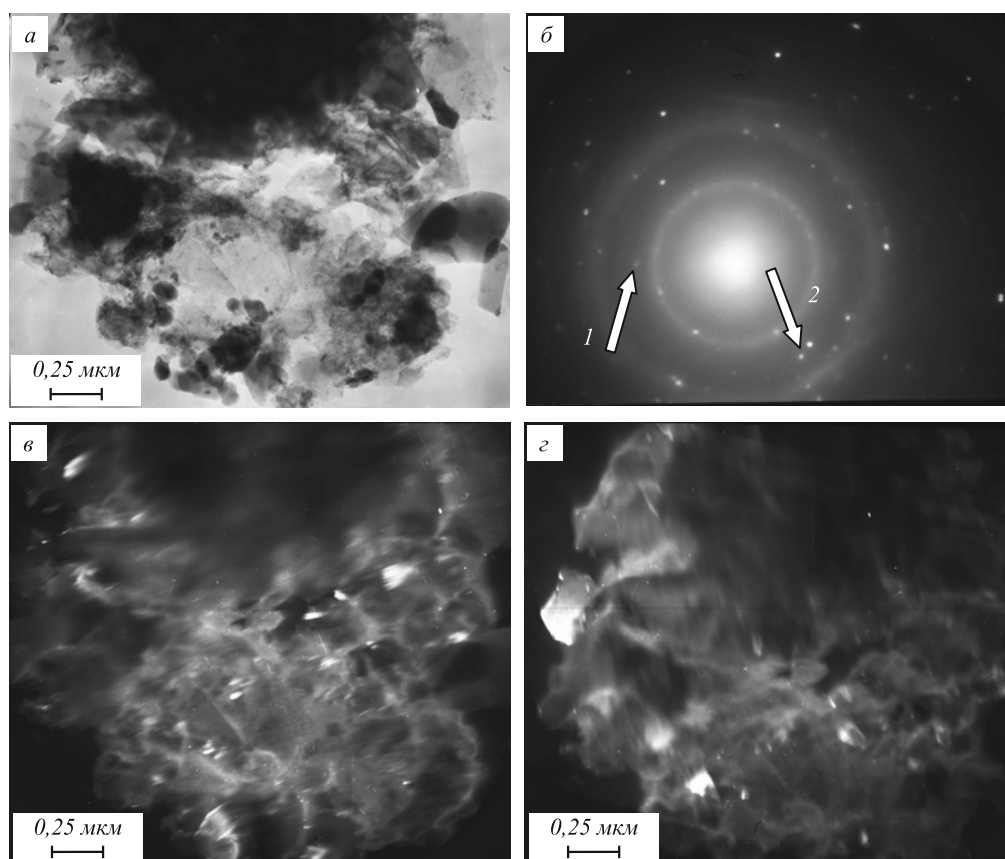


Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение структуры трещины:
a – светлопольное изображение; *б* – микроэлектроннограмма (стрелками *1* и *2* указаны рефлексы, в которых получены темнопольные изображения поз. *в* и *г*); *в* и *г* – темные поля, полученные в рефлексах $[116]\text{Fe}_2\text{O}_3$ и $[112]\alpha\text{-Fe} + [306]\text{Fe}_2\text{O}_3$

масштабных уровня – практически равноосные образования, размеры которых изменяются в пределах 300 – 400 нм, и образования, размеры которых изменяются в пределах 50 – 100 нм. Темнопольный анализ с последующим индентированием микроэлектроннограмм позволяет утверждать, что образования субмикронных размеров являются зернами α -железа, образования нанометрового масштабного уровня являются частицами оксида железа Fe_2O_3 и оксикарида железа FeCO_3 . Следовательно, формирование и распространение трещин при эксплуатации вала сопровождается проникновением в объем материала кислорода.

Выводы. Выполненные исследования дают основание заключить, что структура канала распространения трещины многофазна и сформирована блоками (фрагментами) α -фазы (твердый раствор на основе ОЦК кристаллической решетки железа), имеющими субмикронные размеры. По границам блоков железа располагаются частицы оксидов и оксикаридов железа, средние размеры которых изменяются в наномасштабном диапазоне.

Выражаем благодарность Е.Г. Белову и В.Я. Чинокалову за помощь в проведении промышленных испытаний.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Структурно-фазовые состояния и свойства упрочненных стального проката и чугуновых валков / В.Е. Громов, О.Ю. Ефимов,

- В.Б. Костерев и др. – Новокузнецк: Изд-во «Интер-Кузбасс», 2011. – 205 с.
2. Плазменное упрочнение высокоуглеродистых сплавов: физическая природа и технология / О.Ю. Ефимов, А.Б. Юрьев, В.Е. Громов и др. – Новокузнецк: Изд-во «НПК», 2009. – 223 с.
3. Ефимов О.Ю. Структурно-фазовые состояния и технологии производства упрочненной стальной арматуры и чугуновых валков. – Новокузнецк: Изд-во «НПК», 2008. – 300 с.
4. Юрьев А.Б., Ефимов О.Ю., Чинокалов В.Я. и др. // Сталь. 2005. № 6. С. 89 – 91.
5. Ефимов О.Ю., Иванов Ю.Ф., Юрьев А.Б. и др. // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2009. № 1. С. 101 – 108.
6. Белов Е.Г., Ефимов О.Ю., Юрьев А.Б. и др. // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2010. № 2. С. 37 – 45.
7. Юрьев А.Б., Ефимов О.Ю., Иванов Ю.Ф. и др. // Физическая мезомеханика. 2006. Т. 9. № 2. С. 97 – 105.
8. Электронная микроскопия тонких кристаллов / П. Хирш, А. Хови, Р. Николсон и др. – М.: Мир, 1968. – 574 с.
9. Энгеле Л., Клингеле Г. Растровая электронная микроскопия. Разрушение. – М.: Металлургия, 1986. – 232 с.
10. Вудраф Д., Делчар Т. Современные методы исследования поверхности / Пер. с англ. – М.: Мир, 1989. – 564 с.
11. Металлография железа / Н. Лямбер, Т. Греди, Л. Хабракен и др. – М.: Металлургия, 1985. – 248 с.
12. Электронная микроскопия в материаловедении / А.В. Смирнова, Г.А. Кокрин, С.М. Полонская и др. – М.: Металлургия, 1985. – 192 с.

© 2012 г. В.Е. Громов, Ю.Ф. Иванов, О.Ю. Ефимов,
Г. Танг, В.Я. Целлермаер
Поступила 1 сентября 2011 г.

УДК 621.791

**С.Б. Сапожков¹, Н.А. Козырев², П.Д. Соколов²,
В.В. Ерастов², Э.Я. Живаго²,**

¹ Юргинский технологический институт – филиал Томского политехнического университета

² Сибирский государственный индустриальный университет

ПОКРЫТИЯ ДЛЯ ЗАЩИТЫ ПОВЕРХНОСТИ ИЗДЕЛИЙ ПРИ СВАРКЕ В СРЕДЕ УГЛЕКИСЛОГО ГАЗА

В настоящее время широко распространена ручная дуговая сварка в защитном газе. Существенным недостатком сварки в среде углекислого газа является повышенное разбрызгивание металла и связанное с ним набрызгивание на поверхности свариваемых изделий, сборочно-сварочных приспособлений и деталей сварочной аппаратуры, что приводит к увеличению трудоемкости операций очистки этих поверхностей от брызг расплавленного металла на 30 – 40 %, увеличению расхода виброинструмента и энергии. Забрызгивание газоподводящего сопла горелки ухудшает защиту зоны сварки и приводит к образованию пор в металле шва, вызывает дополнительный нагрев деталей сварочных горелок, что сопровождается преждевременным выходом из строя сопел, изоляционных втулок и токоподводящих нако-

нечников. Основными направлениями борьбы с этими негативными явлениями являются выбор оптимальных режимов сварки в углекислом газе, при которых разбрызгивание минимальное; создание систем, обеспечивающих управление переносом электродного металла; разработка сварочных материалов, стабилизирующих горение дуги и влияющих на перенос электродного металла; использование различных смесей газов.

Еще одно направление борьбы с негативными явлениями – предотвращение последствий разбрызгивания (набрызгивания). Уменьшение набрызгивания обеспечивается тем, что поверхность металла, подлежащего сварке, покрывается защитным слоем в виде раствора веществ (защитным покрытием), высыхающем до сварки и препятствующем прилипанию брызг к основному металлу.

Проведенные рядом исследователей работы показали, что мелкие брызги размером приблизительно 0,02 мм вылетают из зоны сварки со скоростью примерно 40 м/с, угол между направлением их полета и перпендикуляром к поверхности свариваемой детали обычно не превышает 25°. Для более крупных (диам. более 1 мм) брызг характерны меньшая скорость и больший угол разлета. Контактное взаимодействие капли с поверхностью свариваемого изделия протекает в три стадии: 1 – образование физического контакта, т.е. сближение атомов контактирующих поверхностей до расстояния физического или слабого химического взаимодействия; 2 – активация контактных поверхностей (образование активных центров); 3 – объемное взаимодействие. Во время третьей стадии взаимодействия происходят как в плоскости контакта с образованием прочных химических связей, так и в объеме зоны контакта. Этот процесс протекает на активных центрах, представляющих собой поля упругих искажений решетки, в частном случае дефекты структуры (дислокации, вакансии и т.д.) и заканчивается слиянием дискретных очагов взаимодействия. Критерием окончания третьей стадии при взаимодействии капли расплавленного металла с поверхностью свариваемого изделия служит рекристаллизация, приводящая к образованию общих зерен в зоне контакта. Высокая (до 40 м/с и выше) скорость капли приводит к возникновению в зоне контакта высокого давления, при этом температура капли в момент вылета из дугового промежутка достигает 2500 °С.

Высокие температура и давление являются движущими силами физико-химического взаимодействия, ведущего к прочному сплавлению капли и поверхности свариваемых изделий. На прочность сцепления влияют интенсивность процесса теплоотвода, температуры в зоне контакта и поверхности, ударное давление в момент контакта, наличие оксидов на поверхности, шероховатость поверхности. В ряде случаев в зоне контакта повышается микротвердость, что свидетельствует о необратимых структурных изменениях, которые в условиях работы изделия под нагрузкой могут привести к образованию микротрещин и в конечном итоге к разрушению изделия.

В целом используемые в настоящее время защитные покрытия представляют собой смесь компонентов: наполнителя и связующего. В качестве наполнителя используются различные вещества, которые и определяют защитные свойства покрытия. В качестве связующего используются вода, жидкое стекло и различные кремы, масла и растворители.

По характеру связующих покрытия условно можно разделить на три группы: покрытия на основе водного раствора (I) и на основе жидкого стекла (II), лакокрасочные покрытия с использованием различных растворителей (III).

Экономическая эффективность применения защитных покрытий определяется стоимостью и дефицит-

ностью применяемых для приготовления компонентов и их защитными свойствами (чем больше сцепление брызг с поверхностью свариваемого изделия, тем хуже защитные свойства покрытия).

Немаловажным является влияние покрытий на потери металла на угар и разбрызгивание, а также влияние покрытий на изменение механических свойств и химический состав металла сварного шва. Все покрытия влияют на стабильность процесса сварки и характер переноса электродного металла. Это влияние отрицательное: уменьшается частота коротких замыканий, увеличивается размер капель, что, в свою очередь, понижает стабильность процесса сварки и увеличивает разбрызгивание капель жидкого металла. Особенно существенное влияние оказывают покрытия на основе жидкого стекла (интенсивность разбрызгивания наибольшая). Покрытия на основе водных растворов не оказывают значительного влияния на стабильность процесса сварки.

На основании проведенных ранее исследований защитных покрытий [1] можно сделать некоторые выводы о применении покрытий, по составу сходных с исследованными.

По-видимому, покрытия группы I, содержащие более 50 % воды, будут отрицательно влиять на качество сварного шва; при длительном хранении изделия с нанесенным покрытием появляется ржавчина. Наиболее широкое распространение в промышленности получили защитные покрытия на основе водных растворов мела и каолина, а также сульфитно-спиртовой барды, в отдельных случаях применяют противопопригарные смазки. Перечисленные выше защитные покрытия, как установлено практикой, недостаточно полно защищают поверхность металла от брызг, особенно в случае выполнения многопроходной сварки. К существенным недостаткам известных защитных покрытий относится то, что большинство из них наносят на обрабатываемую поверхность кистью. Это затрудняет получение равномерного защитного слоя, а также требует предварительного просушивания этих покрытий перед сваркой в течение длительного времени.

Результаты исследования влияния различных составов покрытий на эффективность защиты от брызг металла при механизированной сварке в углекислом газе показали, что как отечественные, так и зарубежные препараты на основе кремнийорганических соединений по эффективности защиты в два – три раза превосходят водные растворы мела, каолина и сульфитно-спиртовой барды.

Покрытия на основе водных растворов, по-видимому, могут стать дополнительным источником водорода в металле шва. При определенных условиях этот избыток водорода может способствовать появлению в сварном соединении трещин замедленного разрушения. Наиболее вредное влияние оказывает избыток водорода при сварке углеродистых низколегированных сталей, когда

металл шва или околошовной зоны имеет закалочную структуру [2]. Увеличение концентрации водорода в шве увеличивает и склонность стали к образованию холодных трещин, пор и других дефектов в металле шва, снижается сопротивление металла замедленному разрушению.

Прочностные и пластические свойства и химический состав металла шва с защитным покрытием и без него практически не зависят от состояния поверхности свариваемых кромок. Обобщение результатов механических испытаний и химического анализа свидетельствует о допустимости попадания защитных покрытий на свариваемые кромки, однако расплавленный металл дополнительно насыщается газами.

Покрытия группы II трудно наносятся и быстро высыхают, поэтому наносить их на детали необходимо сразу же после приготовления, что в условиях производства крайне неудобно. Образующая ими пленка прочная и плотная, имеет относительно большую толщину. Брызги (особенно мелкие) ввариваются в пленку и остаются на поверхности, которую приходится очищать. Пленка этих покрытий удаляется очень трудно, поэтому лучше всего использовать их в тех случаях, когда детали после сварки проходят дробеструйную или пескоструйную обработки.

Составляющие компоненты покрытия группы III образуют при растворении не эмульсию, а скорее суспензию, поэтому для нанесения покрытия на поверхность свариваемого изделия необходимо постоянное перемешивание раствора. При сварке непосредственно после нанесения покрытия оно воспламеняется из-за наличия легковоспламеняющегося компонента растворителя. Некоторые покрытия (например, на основе органических соединений) выделяют специфический неприятный запах при сварке, что резко ограничивает область их применения. Отдельные виды покрытий при попадании в зону сварки ухудшают процесс, влияют на химический состав металла шва и ухудшают механические свойства сварных соединений. После высыхания на поверхности свариваемого изделия образуется тонкая, но очень непрочная пленка, которая осыпается при ударе по образцу металлическим предметом. Естественно, транспортировать такие детали перед сваркой нельзя.

При применении силиконового крема он воспламеняется при сварке и при сгорании образуется непрочная пленка, которая слабо защищает поверхность от брызг. При сварке с силиконовым покрытием появляется специфический запах, затрудняющий в ряде случаев проведение работ.

Следует отметить, что ряд защитных покрытий группы III, содержащих в составе легковоспламеняющиеся компоненты, вредны при применении, канцерогенны. При приготовлении покрытий, в состав которых входит алюминий (в виде алюминиевой пудры, алюмосиликатов и т.д.), необходима хорошая вентиляция, так

как алюминиевая пудра легко разносится и отрицательно влияет на здоровье человека.

Исходя из вышеописанных технологических и экономических предпосылок, предложено новое защитное покрытие на основе сульфитно-спиртовой барды, кальцинированной соды и термостойкого наполнителя – сапропеля¹. Как связующее в защитном покрытии используется сульфитно-спиртовая барда (вводится в состав покрытия в виде водного раствора), в качестве поверхностно-активного вещества – кальцинированная сода (вводится в состав покрытия в виде порошка) и в качестве термостойкого вещества – сапропель, содержащий соли кальция, магния, железа, цинка, селена, марганца, коллоидные компоненты алюминия, кремния, лигнина, целлюлозы. На основе проведенного многофакторного эксперимента по влиянию различных компонентов на технологические и физико-механические характеристики защитного покрытия получен оптимальный состав: 1 литр воды, 140 г сульфитно-спиртовой барды, 50 г кальцинированной соды; 210 г сапропеля.

Предлагаемое защитное покрытие не влияет на механические свойства и химический состав сварного соединения.

Химический состав сварных соединений, выполненных с новым защитным покрытием толщиной 30 мкм (числитель) и 2 мм (знаменатель), приведены ниже:

Содержание, %, элемента

C	Mn	Si	Cr	Ni	Cu	S	P
<u>0,12</u>	<u>1,16</u>	<u>0,61</u>	<u>0,23</u>	<u>0,23</u>	<u>0,19</u>	<u>0,017</u>	<u>0,021</u>
0,12	1,17	0,61	0,28	0,29	0,21	0,017	0,200

Предел текучести (σ_T), предел прочности (σ_B), пластичность (δ), относительное удлинение (ψ), ударная вязкость (a_n), угол загиба (γ) сварных соединений, выполненных с предлагаемым покрытием различной толщины, приведены в таблице.

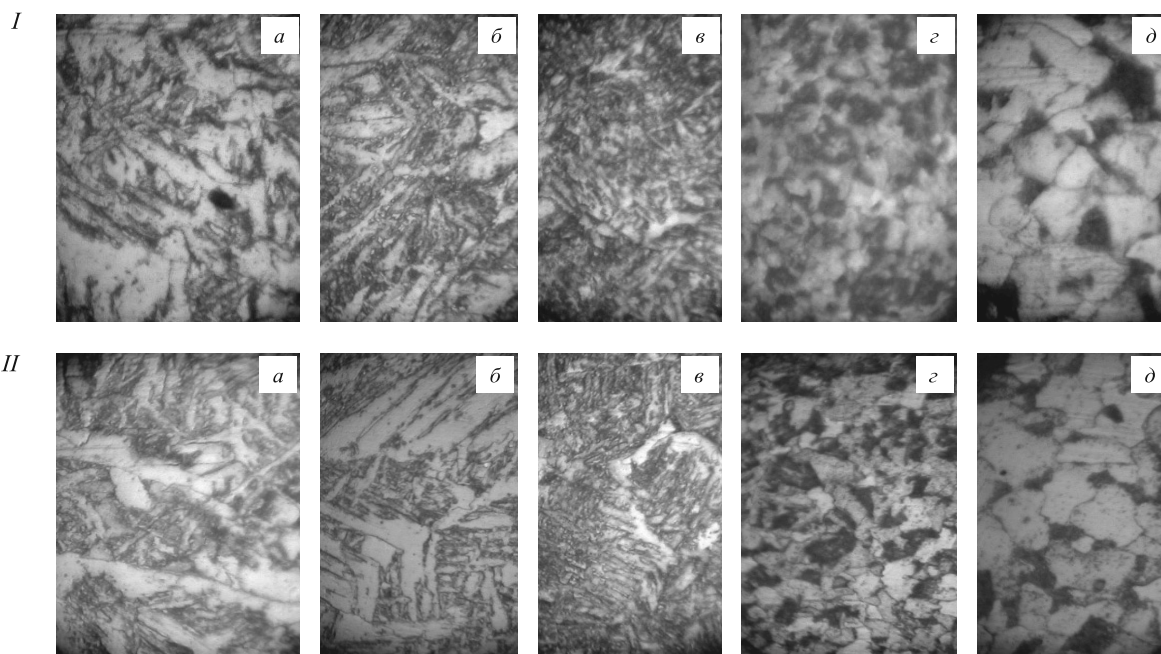
Микроструктура (см. рисунок) по сечению образцов при использовании покрытий различной толщины идентична и представляет собой: мелкозернистую феррито-перлитную смесь (основной металл); феррито-перлитную смесь различной дисперсности (зона термического влияния сварного соединения); дендритную феррито-перлитную смесь (наплавленный металл).

Исследования свойств предлагаемого покрытия показали, что оно обеспечивает хорошую смачиваемость поверхности свариваемых изделий. Такое покрытие легко наносится на поверхность свариваемых изделий, не осыпается при транспортировке, легко удаляется после сварки металлической щеткой. Компоненты, входящие в состав покрытия, не дефицитны, имеют небольшую стоимость. Технология приготовления нового

¹ Пат. № 2252120 РФ.

Механические характеристики сварных соединений стали 10ХСНД, выполненных с новым защитным покрытием

Толщина покрытия	σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ , %	Ψ , %	a_n , Дж/см ² , при температуре		γ , град	Место разрыва
					+20 °С	–20 °С		
30 мкм	435	610	16,5	56	105	38	180	по основному металлу
	455	610	15,0	55	100	46	180	
	455	610	20,0	64	93	23	180	
2 мм	435	610	16,5	56	73	60	180	по основному металлу
	440	610	16,5	58	80	50	180	
	435	610	16,5	61	80	70	180	



Микроструктура, $\times 300$, образцы с новым покрытием толщиной 30 мкм (I) и 2 мм (II):
а – основной металл сварного соединения; б, в, г – зона термического влияния сварного соединения; д – наплавленный металл

покрытия проста и не требует специальных навыков и дорогих устройств.

Опытно-промышленное опробование покрытия показало, что его использование исключает трудозатраты, связанные с зачисткой поверхности изделия от сварочных брызг; не влияет на механические свойства и химический состав сварного соединения, при этом не наблюдается выделения вредных веществ, превышающего предельно-допустимые нормы.

В настоящее время это защитное покрытие внедрено при производстве металлоконструкций в условиях ОАО «Юргинский машиностроительный завод», ОАО «Металлургмонтаж», ЗАО «Сибтензоприбор», ООО «РТЦ-Сибирь», на заводе Горно-шахтного оборудования ООО «ПО ЮРМАШ». Экономический эффект в зависимости от сложности металлоконструкций составляет около 34 руб./т металлоизделия.

Выводы. Проведена классификация покрытий, используемых для защиты поверхности свариваемых изделий от брызг при сварке в среде углекислого газа. Рассмотрены отличительные особенности покрытий на основе водного раствора, жидкого стекла и лакокрасочных составляющих в сочетании с различными растворителями. Разработано новое защитное покрытие на основе сульфитно-спиртовой барды, кальцинированной соды и сапропеля.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Федько В.Т., Сапожков С.Б. // Сварочное производство. 1997. № 2. С. 29 – 33.
2. Ильященко Д.Е., Сапожков С.Б. // Новые промышленные технологии. 2009. № 5. С. 25 – 27.

© 2012 г. С.Б. Сапожков, Н.А. Козырев, П.Д. Соколов
Поступила 2 июня 2011 г.

*С.В. Воробьев¹, В.Е. Громов¹, Ю.Ф. Иванов²,
В.В. Сизов¹, А.Ф. Софрошенков¹*

¹ Сибирский государственный индустриальный университет

² Институт сильноточной электроники СО РАН

ФОРМИРОВАНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ И УСТАЛОСТНАЯ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ*

Усталостное разрушение сталей зависит от целого комплекса факторов (частоты, амплитуды и формы действующей нагрузки, фазового состава, состояния поверхностного слоя, температуры испытаний и т.д.) [1, 2]. Сложная природа усталости, связанная с эволюцией структурно-фазового состояния на разных масштабных уровнях, обуславливает необходимость тщательного изучения изменения дефектной субструктуры и фазового состава для каждой конкретной марки стали [2 – 4]. При этом особое внимание должно уделяться поверхностным слоям, поскольку усталостное разрушение начинается преимущественно с поверхности [5 – 7].

Целью настоящей работы являлось исследование формирования структуры и фазового состава поверхностных слоев нержавеющей стали, подвергнутой многоциклового усталости до разрушения.

В качестве материала исследования использована сталь 20Х23Н18 [8]. Как и в работах [1 – 4, 6, 7, 9, 10], образцы для усталостных испытаний имели форму параллелепипеда размерами 8×14×145 мм. Имитацию трещины осуществляли надрезом в виде полуокружности радиусом 10 мм. Приготовленные таким образом образцы подвергали закалке при 1150 °С в течение 2 ч с охлаждением на воздухе.

Усталостные испытания проводили на специальной установке по схеме циклического асимметричного консольного изгиба. Напряжение циклической нагрузки 20 МПа, частота нагружения 20 циклов/с, температура испытания 293 К, число циклов до разрушения стали составляло приблизительно $1,5 \cdot 10^5$.

Исследования структурно-фазового состояния стали осуществляли методами просвечивающей дифракционной (метод тонких фольг) электронной микроскопии. Фольги для дифракционной электронной микроскопии готовили путем одностороннего электролитического утонения пластинок, вырезанных электроискровым методом из разрушенного образца (толщина h пластинок составляла примерно 300 мкм) и механически утоненных до толщины примерно 100 мкм. Пластины выре-

зали параллельно лицевой поверхности образца. Исследование структуры стали осуществляли путем анализа фольг, расположенных на расстоянии 10 и 80 мкм от лицевой поверхности, и фольг, полученных из прилегающего к лицевой поверхности слоя. Количественный анализ структуры стали осуществляли методами количественной электронной микроскопии [11]; фазовый анализ стали проводили путем индентирования микроэлектроннограмм с использованием темнопольной методики [11, 12].

Исследуемая сталь в исходном состоянии является поликристаллическим агрегатом, внутризеренная структура которого представлена микродвойниками одной или двух систем двойникования и дислокациями со скалярной плотностью $4 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Фазовый состав стали характеризуется наличием частиц карбида типа $Me_{23}C_6$ (на основе хрома состава $(Cr, Fe)_{23}C_6$).

Размеры поперечных и продольных частиц, расположенных вдоль границ зерен, изменяются в пределах 40 – 100 нм и 0,2 – 1,0 мкм соответственно. Размеры частиц, расположенных в объеме зерен, достигают 0,5 мкм.

В результате выполненных исследований и анализа фольг, полученных с глубины 10 мм и с лицевой поверхности образца, установлены множественные изменения структурно-фазовых состояний поверхностного слоя.

Во-первых, стык двух систем микродвойников приводит к формированию объема стали со структурой наноразмерного диапазона (рис. 1). Размеры кристаллитов изменяются в пределах 25 – 80 нм. Число зерен с нанокристаллической структурой уменьшается по мере удаления от поверхности.

Во-вторых, выявлены протяженные (до 5 мкм) микротрещины вдоль границ зерен, содержащих прослойки второй фазы.

В-третьих, установлено формирование полосовой субструктуры в объеме зерен, не содержащих микродвойников. Полосы фрагментированы; размеры фрагментов изменяются в пределах 50 – 80 нм. Величина азимутальной составляющей полного угла разориентации такой субструктуры достигает 16° .

В-четвертых, вдоль границ зерен обнаружены кристаллы ϵ -мартенсита, свидетельствующие о протекании мартенситного $\gamma \rightarrow \epsilon$ -превращения. Формирование

* Работа выполнена при частичной финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009 – 2013 гг. (гос. контракт № 02.740.11.0538), гранта президиума РАН (проект № 27.4) и Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 12-02-00092а).

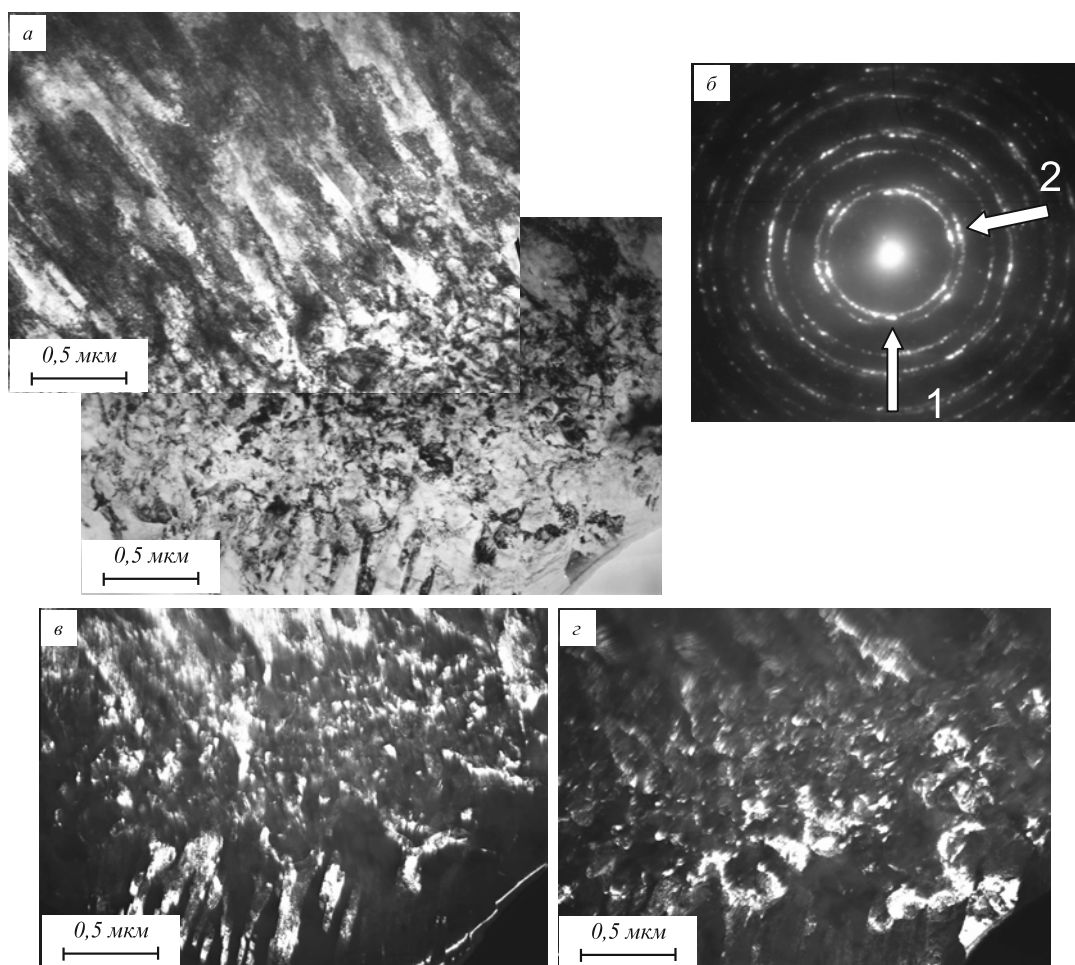


Рис. 1. Нанокристаллическая структура, формирующаяся в поверхностном слое разрушенной стали 20X23N18: *а* – светлое поле; *б* – микроэлектронограмма (стрелками указаны рефлексы, в которых получено темное поле); *в* и *г* – темные поля, полученные в рефлексах дифракционных колец $(111)\gamma\text{-Fe}$ и $(111)\gamma\text{-Fe} + (002)\gamma\text{-Fe}$ (1 и 2 соответственно)

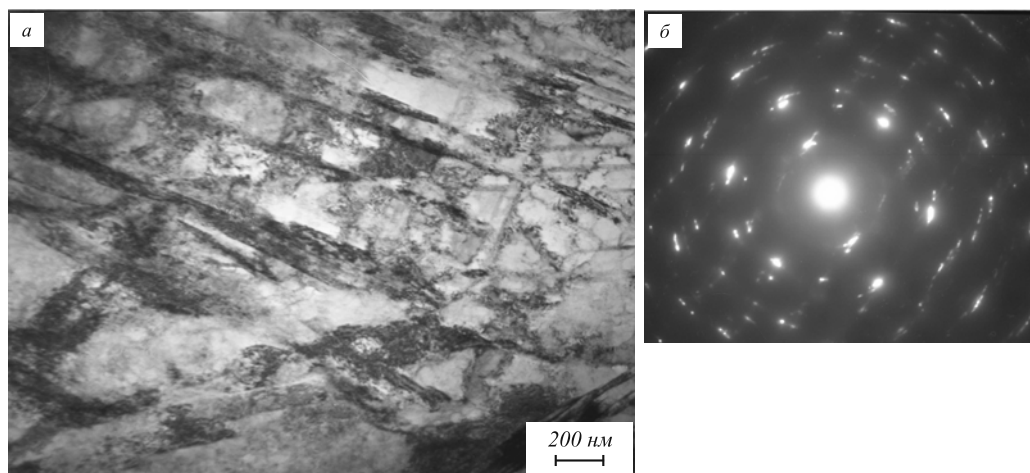


Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение структуры стали 20X23N18, демонстрирующее наличие микродвойников трех систем двойникования: *а* – светлое поле; *б* – микроэлектронограмма

ϵ -мартенсита определенным образом связано с трещинообразованием. Вдоль границ зерен, вблизи которых выявлены пластинки ϵ -мартенсита, располагаются микротрещины.

В-пятых, усталостное нагружение до разрушения приводит к множественному микродвойникованию (рис. 2) и, как следствие этого, к сложному изгибу-кручению кристаллической решетки стали. На электрон-

но-микроскопических снимках таких зерен выявляется большое количество изгибных экстинкционных контуров различной формы и размеров (рис. 2).

Микродвойникование является основным механизмом деформации стали и в слое, расположенном на глубине приблизительно 80 мкм. Однако в большинстве случаев в зерне выявляется одна система двойникования. Двойники располагаются протяженными пачками, занимающими весь объем зерна.

Объемы с фрагментированной субструктурой являются местами зарождения разрушения материала [13, 14], что в полной мере относится к поверхностным слоям толщиной до 10 мкм, где формируются области с критической структурой, не способные к дальнейшей эволюции. Образование такой структуры должно являться одним из факторов, приводящим к зарождению и росту субмикротрещин с последующим их объединением и образованием магистральной трещины [15]. Другим решающим фактором, снижающим усталостную долговечность, является наличие карбидных частиц (Cr, Fe)₂₃C₆. Это мощные концентраторы напряжений, приводящие в условиях формирования критической субструктуры к трещинообразованию.

Выводы. Исчерпание пластичности поверхностных слоев материала с нанокристаллической структурой в области стыка систем микродвойникования приводит к разрушению стали 20Х23Н18 в условиях многоциклового усталости. Второй решающей причиной усталостного разрушения является наличие включений карбидных частиц, приводящих к формированию микротрещин.

УДК 669.017:539

**С.Г. Молотков¹, Е.С. Ващук², Е.А. Будовских²,
В.Е. Громов², В.Я. Целлермаер²**

¹ Кузбасская государственная педагогическая академия

² Сибирский государственный индустриальный университет

МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ФОРМИРОВАНИЯ ГРАНИЦЫ ЗОНЫ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ С ОСНОВОЙ МЕТАЛЛА *

В работе [1] показано, что при электровзрывном меднении поверхности углеродистой стали на границе зоны легирования с основой наблюдается формирование волнообразного рельефа с характерным периодом порядка 10 мкм. Можно предположить, что оно обусловлено течением расплава вдоль поверхности от центра зоны плазменного воздействия к ее периферии

* Работа выполнена при поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009 – 2013 гг. (контракт № 14.740.11.0813) и грантом РФФИ (проект № 11-02-91150-ГФЕН-а).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Соснин О.В. Эволюция структурно-фазовых состояний сталей при усталости. – Новосибирск: Наука, 2002. – 211 с.
2. Sosnin O.V., Gromova A.V., Suchkova E.Yu. et al. // International Journal of Fatigue. 2005. V. 27. Iss. 10-12. P. 1221 – 1226.
3. Sosnin O.V., Gromova A.V., Ivanov Yu.F. et al. // International Journal of Fatigue. 2005. V. 27. Iss. 10-12. P. 1186 – 1191.
4. Konovalov S.V., Atroshkina A.A., Ivanov Yu.F. et al. // Material Science and Engineering. 2010. V. 527. Iss. 12. P. 3040 – 3043.
5. Иванова В.С., Терентьев В.Ф., Коган И.С. и др. // ФИЗХОМ. 1979. № 2. С. 136 – 143.
6. Воробьев С.В., Коваленко В.В., Иванов Ю.Ф. и др. // Изв. РАН. Серия физическая. 2006. Т. 70. № 9. С. 1377 – 1383.
7. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Горбунов С.В. и др. // ФММ. 2011. Т. 112. № 1. С. 85 – 93.
8. Марочник сталей и сплавов / Под ред. В.Г. Сорокина. – М.: Машиностроение, 1989. – 640 с.
9. Иванов Ю.Ф., Горбунов С.В., Воробьев С.В. и др. // Физическая мезомеханика. 2011. Т. 14. № 1. С. 75 – 82.
10. Горбунов С.В., Воробьев С.В., Иванов Ю.Ф. и др. // ФИЗХОМ. 2011. № 1. С. 61 – 65.
11. Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. – М.: Металлургия, 1973. – 584 с.
12. Электронная микроскопия тонких кристаллов / П. Хирш, А. Хови, Р. Николсон и др. – М.: Мир, 1968. – 574 с.
13. Терентьев В.Ф. // Доклады АН СССР. 1969. Т. 185. № 2. С. 324 – 326.
14. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. – М.: Металлургия, 1986. – 224 с.
15. Финкель В.М. Физика разрушения. – М.: Металлургия, 1970. – 376 с.

© 2012 г. С.В. Воробьев, В.Е. Громов, Ю.Ф. Иванов,
В.В. Сизов, А.Ф. Софрошенков
Поступила 30 сентября 2011 г.

и возникновением неустойчивости Кельвина-Гельмгольца [2]. Обоснование этого предположения требует математического описания процесса возникновения и развития гидродинамической неустойчивости, что и явилось целью настоящей работы.

Импульсные многофазные плазменные струи используются для модификации структуры и свойств поверхности металлов и сплавов [3]. При электровзрывном легировании (ЭВЛ) такие струи служат как для нагрева поверхности выше температуры плавления, так и для насыщения образующегося расплава продук-

тами взрыва с последующей самозакалкой [4]. Основные параметры плазменного воздействия на поверхность при электровзрывном легировании – это время импульса (100 мкс), поглощаемая плотность мощности (порядка 10^9 Вт/м²) и давление на оси струи (порядка $10^6 - 10^7$ Па).

Для объяснения формирования волнообразного рельефа на границе зоны электровзрывного меднения с основой рассмотрим следующую модель. Многофазная плазменная струя, получающаяся в результате электрического взрыва медной фольги, натекает на плоскую поверхность железного образца и растекается вдоль нее. Двигаясь вдоль поверхности, слой 1 плазмы (рис. 1) вызывает оплавление металла, радиальное течение слоя 2 расплава и легирование его медью. При этом фронт плавления, определяющий положение границы раздела зоны легирования с основой, продолжает распространяться вглубь. Сверху от него формируется тонкий слой 3, который вследствие малого времени существования остается неподвижным и не легируется медью.

Слой 1 располагается в интервале $h < z < \infty$ (рис. 1) и представляет собой идеальную жидкость плотностью $\rho_1 = 1$ кг/м³, динамической вязкостью $\mu_1 = 0$, коэффициентом поверхностного натяжения $\sigma_1 = 0$, движущуюся со скоростью $U_1 = 100$ м/с вдоль оси x . Слой 2 располагается в области $0 < z < h$ и представляет собой сильно легированный медью расплав, имеющий плотность $\rho_2 = 8,03 \cdot 10^3$ кг/м³, динамическую вязкость $\mu_2 = 4,3 \cdot 10^{-3}$ Па·с, коэффициент поверхностного натяжения $\sigma_2 = 1,351$ Н/м. Толщина h этого слоя составляет $1 \cdot 10^{-5}$ м, скорость движения U_2 . Слой 3 располагается в интервале $-\infty < z < 0$ и представляет собой расплав железа плотностью $\rho_3 = 7,02 \cdot 10^3$ кг/м³, динамической вязкостью $\mu_3 = 6,8 \cdot 10^{-3}$ Па·с, коэффициентом поверхностного натяжения $\sigma_3 = 1,85$ Н/м; скорость движения $U_3 = 0$.

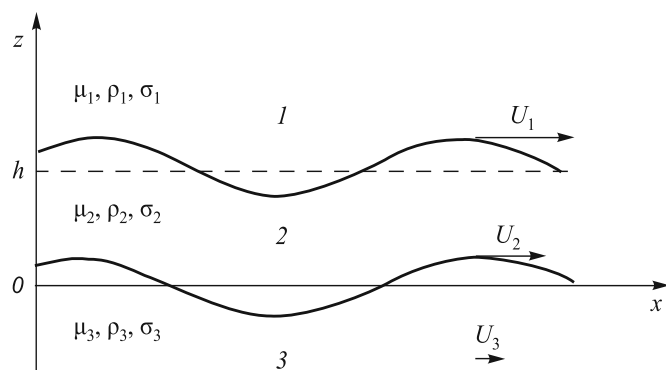


Рис. 1. Геометрия поверхности зоны электровзрывного меднения стали:

1 – плазма, содержащая конденсированные частицы продуктов взрыва медной фольги; 2 – верхний поверхностный слой расплава, легированный медью; 3 – нижний слой расплава железа (волнистые линии изображают колебания границ разделов в результате возникновения неустойчивости Кельвина-Гельмгольца)

Для упрощения расчетов делаем следующие предположения. Жидкости несжимаемы. Волна распространяется вдоль оси x и однородна вдоль оси y . В такой волне все величины не зависят от координаты y .

Колебания частиц расплава на границах раздела можно описать с помощью потенциалов скоростей $\varphi_{1,2,3}(x, y, z, t)$. Смещения границ раздела двух сред от положения равновесия составляют $z = \xi(x, y, z, t)$ для $z = 0$ и $z = \eta(x, y, z, t)$ для $z = h$. Уравнения несжимаемости и кинематические граничные условия запишем в следующем виде [5]:

$$\Delta \varphi_{1,2,3} = 0; \quad (1)$$

$$\frac{\partial \eta}{\partial t} + U_1 \frac{\partial \eta}{\partial x} = \frac{\partial \varphi_1}{\partial z}, \quad z = h; \quad (2)$$

$$\frac{\partial \eta}{\partial t} + U_2 \frac{\partial \eta}{\partial x} = \frac{\partial \varphi_2}{\partial z}, \quad z = h; \quad (3)$$

$$\frac{\partial \xi}{\partial t} + U_2 \frac{\partial \xi}{\partial x} = \frac{\partial \varphi_2}{\partial z}, \quad z = 0; \quad (4)$$

$$\frac{\partial \xi}{\partial t} + U_3 \frac{\partial \xi}{\partial x} = \frac{\partial \varphi_3}{\partial z}, \quad z = 0. \quad (5)$$

Уравнения (1) – (5) дополним динамическими перколяционными граничными условиями, которые описывают проникновение элементарных объемов одной среды в другую [2]. В них присутствует перекрестное расположение возмущений потенциалов скоростей и вязкости взаимодействующих сред в отличие от непроницаемых граничных условий для случая, когда элементарные объемы одной среды не проникают в другую, и условия содержат произведения скорости и вязкости одноименных сред [6]. Использование перколяционных граничных условий позволяет объяснить наблюдаемое экспериментально легирование расплава на большую глубину за малое время импульсного плазменного воздействия. Динамические граничные условия, учитывающие перколяцию, запишем в следующем виде:

$$\begin{aligned} \rho_1 \left(g^* \eta + \frac{\partial \varphi_1}{\partial t} + U_1 \frac{\partial \varphi_1}{\partial x} \right) - 2\mu_2 \frac{\partial^2 \varphi_1}{\partial x^2} = \\ = \rho_2 \left(g^* \eta + \frac{\partial \varphi_1}{\partial t} \right) + 2\sigma_2 \frac{\partial^2 \eta_1}{\partial x^2}, \quad z = h; \end{aligned} \quad (6)$$

$$\begin{aligned} \rho_1 \left(g^* \xi + \frac{\partial \varphi_2}{\partial t} \right) + 2 \left(\mu_2 \frac{\partial^2 \varphi_3}{\partial x^2} - \mu_3 \frac{\partial^2 \varphi_2}{\partial x^2} \right) = \\ = \rho_3 \left(g^* \eta + \frac{\partial \varphi_3}{\partial t} \right) + \sigma^* \frac{\partial^2 \xi}{\partial x^2}, \quad z = 0, \end{aligned} \quad (7)$$

где g^* – эффективное ускорение частиц расплава на границах раздела, соответствующее давлению p натекающей на поверхность плазмы; $\sigma^* = |\sigma_2 - \sigma_3|$ – межфазное

поверхностное натяжение на границе металлов (правило Антонова [7]); σ_2, σ_3 – поверхностное натяжение каждого из металлов.

Представляя искомые функции в виде $\varphi_1 \sim A \exp(-kz)$, $\varphi_2 \sim B \exp(-kz) + C \exp(kz)$, $\varphi_3 \sim D \exp(kz)$ и линеаризуя систему уравнений (1) – (7), получим обыкновенные дифференциальные уравнения второго порядка, описывающие границы раздела слоев 1 – 2 и 2 – 3.

Для границы 1 – 2 при $z = h$ имеем

$$\begin{aligned} A1 \frac{\partial^2 \eta}{\partial t^2} + A2 \frac{\partial \eta}{\partial t} + A3 \eta &= 0; \\ A1 &= -\frac{1}{k} \rho_1 + \rho_2 \frac{B \exp(kh) + C \exp(-kh)}{B \exp(kh) - C \exp(-kh)}; \\ A2 &= -2 \left(i \rho_1 U_1 + \mu_1 k \frac{B \exp(kh) + C \exp(-kh)}{B \exp(kh) - C \exp(-kh)} + \mu_2 k \right); \\ A3 &= g^* (\rho_1 - \rho_2) + k^2 (\rho_1 U_1 - 2i \mu_2 U_1 + \sigma^2). \end{aligned} \quad (8)$$

Для границы 2 – 3 при $z = 0$ имеем

$$\begin{aligned} \frac{\partial^2 \xi}{\partial t^2} + B2 \frac{\partial \xi}{\partial x} + B3 \xi &= 0; \\ B2 &= -2k^2 \frac{\mu_2 - \mu_3 \frac{B \exp(kh) + C \exp(-kh)}{B \exp(kh) - C \exp(-kh)}}{\rho_2 \frac{B+C}{B-C} - \frac{\rho_3}{D}}; \\ B3 &= \frac{kg^* (\rho_2 - \rho_3) - k^3 \sigma^*}{\rho_2 \frac{B+C}{B-C} - \frac{\rho_3}{D}}. \end{aligned} \quad (9)$$

Для нахождения коэффициентов $A1, A2, A3, B2$ и $B3$ необходимо решить уравнения (8) и (9). Для анализа возникновения неустойчивости границы слоев 2 – 3 при $z = 0$ приведем явный вид решения уравнения (9):

$$\begin{aligned} \xi &= \left(C1 \exp\left(-\frac{1}{2}(B2 - \sqrt{B2^2 - 4B3})t\right) + \right. \\ &\quad \left. + C2 \exp\left(-\frac{1}{2}(B2 + \sqrt{B2^2 - 4B3})t\right) \right) \exp(ikx). \end{aligned} \quad (10)$$

Рост амплитуды колебаний во времени для фиксированной координаты $x = 1,5 \cdot 10^{-2}$ м при волновом числе $k = 6 \cdot 10^{-5} \text{ м}^{-1}$, частоте $\omega = 1,86 \cdot 10^6 \text{ с}^{-1}$ для коэффициентов $C1 = C2 = 1 \cdot 10^{-8}$, $B = 1 \cdot 10^{-6}$, $C = 2 \cdot 10^{-6}$, $D = 1 \cdot 10^{-5}$ представлен на рис. 2, где показано возникновение и развитие неустойчивости Кельвина-Гельмгольца на границе раздела слоев 2 и 3. График зависимости амплитуды колебаний от координаты x для момента времени $t = 1 \cdot 10^{-4} \text{ с}$ при тех же параметрах приведен на рис. 3. Видно, что амплитуда к концу импульса воздействия достигает $2,5 \cdot 10^{-6} \text{ м}$, а пространственный период неустойчивости – 10 мкм. Это соответствует экспериментальным данным.

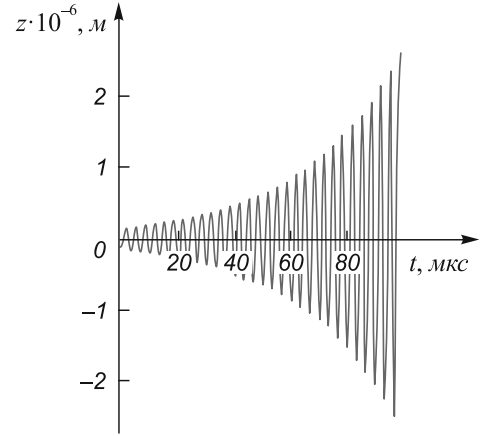


Рис. 2. Зависимость амплитуды колебаний границы раздела при фиксированном значении $x = 1,5 \cdot 10^{-2} \text{ м}$ от времени t

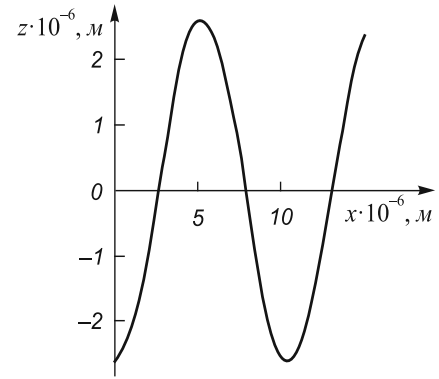


Рис. 3. Зависимость амплитуды колебаний границы раздела слоев 2 – 3 при $z = 0$ от координаты x для фиксированного момента времени $t = 10^{-4} \text{ с}$

Для того, чтобы определить траекторию частиц расплава в волне, представим потенциалы скорости в слое $0 < z < h$ в следующем виде [8]:

$$\varphi_2 = (B \exp(kz) + C \exp(-kz)) \cos(kx - \omega t). \quad (11)$$

Для $z < 0$ имеем

$$\varphi_3 = D \exp(kz) \cos(kx - \omega t). \quad (12)$$

Потенциалы, скорости и координаты связаны между собой зависимостями

$$v_x = \frac{\partial \varphi}{\partial x}; \quad v_z = \frac{\partial \varphi}{\partial z}; \quad x = \int v_x dt; \quad z = \int v_z dt. \quad (13)$$

Воспользовавшись малостью колебаний, получим координаты движущейся точки в плоскости xOz : для слоя $0 < z < h$:

$$\begin{aligned} x &= x_0 - \frac{k}{\omega} \left((B \exp(kz_0) + C \exp(-kz_0)) \cos(kx_0 - \omega t); \right. \\ z &= z_0 - \frac{k}{\omega} \left((B \exp(kz_0) + C \exp(-kz_0)) \cos(kx_0 - \omega t), \end{aligned} \quad (14)$$

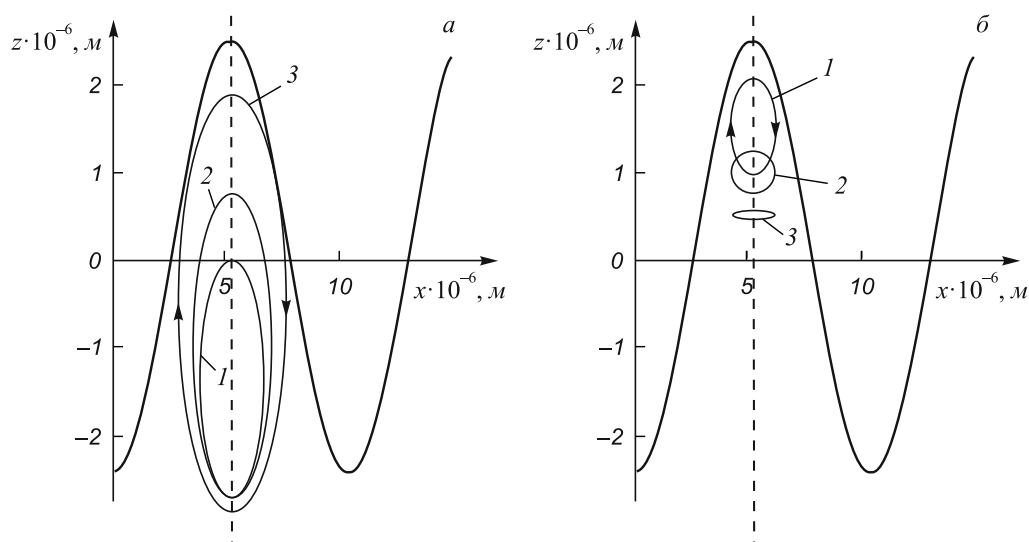


Рис. 4. Траектории частиц расплава на границе слоев:

a – для слоя 2 при значении равновесных координат $x_0 = 5,3$ мкм и z_0 , равных $-1,5$, $-1,0$ и $-0,5$ мкм для эллипсов 1, 2 и 3 соответственно;
б – для слоя 3 при значении равновесных координат $x_0 = 5,3$ мкм и z_0 , равных $1,5$, $1,0$ и $0,5$ мкм для эллипсов 1, 2 и 3 соответственно

для слоя $z < 0$

$$\begin{aligned} x &= x_0 - \frac{k}{\omega} D \exp(kz_0) \cos(kx_0 - \omega t); \\ z &= z_0 - \frac{k}{\omega} D \exp(kz_0) \sin(kx_0 - \omega t), \end{aligned} \quad (15)$$

здесь x_0, z_0 – координаты равновесного положения частиц, представляющие собой центры эллиптических траекторий.

Подставляя значения констант, полученные при решении уравнений (8) и (9), и выбирая значения равновесных координат в областях $0 < z < h$ и $z < 0$, получим траектории, представленные на рис. 4, *a, б*.

Таким образом, частицы расплава описывают эллипсы вокруг точек x_0, z_0 , причем для частиц из слоя 2 (рис. 4, *a*) полуось эллипсов, перпендикулярная к границе раздела, больше, чем для частиц из слоя 3 (рис. 4, *б*). При этом в слое 2 длина этой оси увеличивается по мере приближения центра траектории к границе снизу, а в слое 3 – уменьшается. Это является следствием того, что, во-первых, различаются плотности взаимодействующих слоев расплава, а во-вторых, перколяция облегчает обмен элементами объема между слоями.

Выводы. Предложенная модель развития во времени неустойчивости Кельвина-Гельмгольца позволяет описать общий характер формирования геометрической

структуры границы раздела зоны электровзрывного легирования с основной металла. Формирование структуры границы характеризуется ростом амплитуды колебаний границы и одновременным ее размытием в ходе процессов перколяционного перемешивания с образованием «нечеткого» геометрического рисунка, который соответствует экспериментально наблюдаемому квазипериодическому волнообразному рельефу этой границы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Вострцова А.В., Ващук Е.С., Будовских Е.А. и др. – В кн.: Материаловедение и термическая обработка металлов. Междунар. сб. науч. тр. / Под ред. А.Н. Емелюшина и Е.В. Петровича. – Магнитогорск: изд. МГТУ, 2009. С. 209 – 212.
2. Ткаченко В.И. // Вісник Харківського університету. Серія фізична: «Ядра, частинки, поля». 2010. № 916. Вип. 3. С. 4 – 22.
3. Лукьянов Г.А. Сверхзвуковые струи плазмы. – Л.: Машиностроение. Ленингр. отд-ние, 1985. – 264 с.
4. Физические основы электровзрывного легирования металлов и сплавов / А.Я. Багаутдинов, Е.А. Будовских, Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2007. – 301 с.
5. Лэмб Г. Гидродинамика. – М.: ОГИЗ Гостехиздат, 1947. – 928 с.
6. Funada T., Joseph D.D. // J. Fluid Mech. 2001. Vol. 445. P. 263 – 283.
7. Сумм Б.Д. // Вест. Моск. ун-та. Сер. 2. Химия. 1999. Т. 40. № 6. С. 400 – 405.
8. Ландау Л.Д., Лившиц Е.М. Гидродинамика. – М.: Наука, 1988. – 733 с.

© 2012 г. С.Г. Молотков, Е.С. Ващук, Е.А. Будовских,
 В.Е. Громов, В.Я. Целлермаер
 Поступила 28 декабря 2011 г.

Н.В. Савельев, Э.Я. Живаго, В.В. Ерастов

Сибирский государственный индустриальный университет

ОЦЕНКА УСЛОВИЙ РАБОТЫ ПАР ТРЕНИЯ СКОЛЬЖЕНИЯ УНИВЕРСАЛЬНЫХ ШПИНДЕЛЕЙ

В машинах технологических агрегатов тяжелой промышленности до настоящего времени широко используются пары трения скольжения, одним из видов которых являются узлы трения универсальных шпинделей приводов клетей прокатных станов. Пары трения этих узлов рассчитаны по стандартному методу [1] и должны работать в течение периода, превышающего один год эксплуатации стана. Однако практика показывает что, срок службы пар трения скольжения приводов тяжело нагруженных технологических машин достигает, в лучшем случае, двух-трех месяцев. В этой ситуации необходимо оценить процессы, которые на самом деле происходят в зоне взаимодействия таких пар.

По интенсивности износа бронзового вкладыша пары трения универсального шпинделя черновой клетки непрерывно-заготовочного стана (НЗС) ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат» (ЗСМК) уточним возможный механизм взаимодействия контактируемых поверхностей узлов трения универсальных шпинделей.

Существующие механизмы взаимодействия поверхностей пар трения скольжения имеют вполне определенные интенсивности своего износа, что позволяет по этому параметру установить доминирующий механизм взаимодействия контактируемых поверхностей. При выполнении процедуры выявления механизма трения вкладыша из бронзы АЖ9-4 и стальной вилки универсального шпинделя по интенсивности износа были взяты за основу результаты работ Б.И. Костетского и др. [2, 3]. Согласно этим результатам, все механизмы трения скольжения подразделяются на две большие группы: группу механизмов трения и износа в машинах и группу механизмов трения при обработке материалов (рис. 1)

Группа механизмов трения и износа в машинах (рис. 1, а) в свою очередь включает три области, первая из которых – область неустойчивых процессов при малых параметрах нагружения (давления p и скорости v перемещения плоскостей относительно друг друга). Этой области трения соответствует минимальный износ контактируемых поверхностей. При переходе ко второй области в зоне трения возникает упорядоченная, самоорганизующаяся структура в виде динамического равновесия механохимических процессов образования и разрушения вторичных структур с допустимой интенсивностью износа. Ужесточение внешних условий

взаимодействия поверхностей трения приводит к возникновению неустойчивого состояния повреждаемости поверхностей трения – области III (рис. 1, а). В этой области с различными механизмами неустойчивого состояния взаимодействия поверхностей возникает интенсивный их износ, приводящий к быстрому выходу пары трения из строя. График интенсивностей износа (I_n), соответствующий различным видам взаимодействия поверхностей в паре трения, приведен на рис. 1, б.

Для определения интенсивности износа в паре трения универсального шпинделя прокатной клетки НЗС был собран статистический материал в виде замеров величины износа элементов пары трения на протяжении годовичного срока эксплуатации стана. По этим данным произведен расчет интенсивности износа вкладышей универсального шпинделя прокатного стана. Средняя

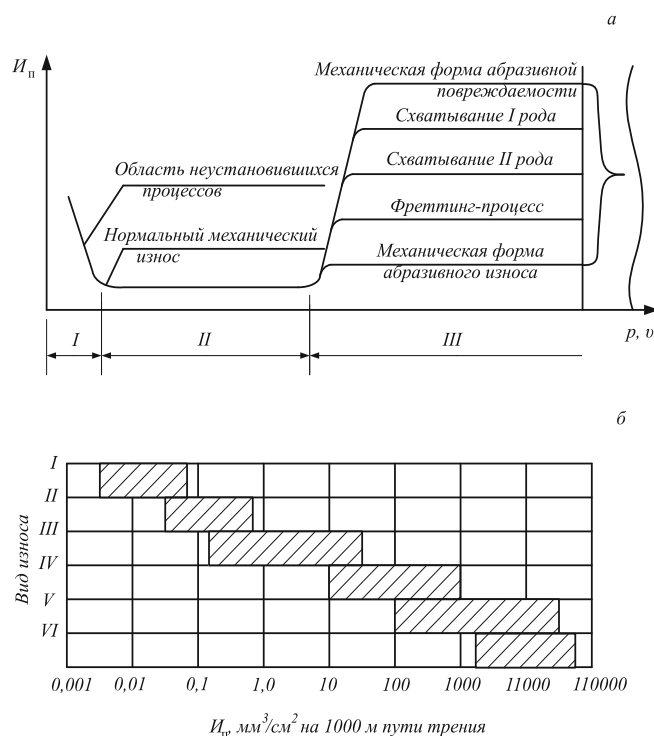


Рис. 1. Механизмы трения и характер интенсивности поверхностного разрушения:
а – механизмы трения и износа; б – график интенсивности поверхностного разрушения при различных видах износа и повреждаемости

величина интенсивности износа была найдена следующим образом:

$$I_{\text{и}} = \frac{V}{L} = \frac{200\,000}{139\,320} \cdot 1000 = 1435,54 \text{ мм}^3/\text{см}^2 \cdot 1000 \text{ м},$$

где V – средний по выборке объем изношенного слоя материала; L – усредненная по выборке длина пути относительного перемещения поверхностей при трении.

При сравнении интенсивности износа с данными, полученными в работе [3] и приведенными на рис. 1, б, выясняется, что механизмом взаимодействия поверхностей в паре трения шпинделя прокатной клети является фреттинг-процесс. При этом механизме трения характерно появление в зоне контакта поверхностей больших локальных нагрузок, приводящих к механическому их повреждению. Отсюда появляется потребность в более детальной оценке нагрузок, которые происходят в парах трения узлов приводов тяжелых технологических машин при передаче через них механической энергии.

Анализируемые нагрузки в зоне трения головки и в теле шпинделя были получены во время промышленного эксперимента, выполненного на черновой клети «Б» непрерывно-заготовочного стана ОАО ЗСМК [4]. В эксперименте на тело шпинделя были наклеены тензомосты, а в тело вкладыша головки шпинделя установлены десять тензометров (рис. 2). С помощью этих приборов были записаны силовые характеристики процесса передачи энергии во время прокатки полосы. Записи момента кручения тела шпинделя и давления в третьей точке зоны контакта вкладыш – лопасть шпинделя показаны на рис. 3, а и 3, б.

Для выявления того, что собой представляет силовой процесс в зоне трения шпинделя, был выполнен частотно-амплитудный анализ. Функция, описывающая характер изменения давления в рассматриваемой точке

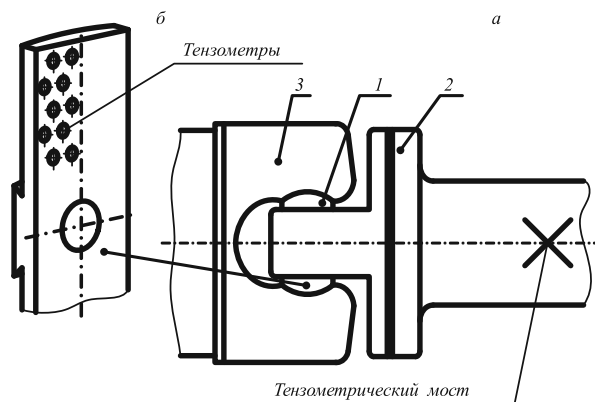


Рис. 2. Расположение тензометров в теле универсального шпинделя клети «Б» непрерывно-заготовочного стана ОАО ЗСМК:

а – размещение тензомоста для фиксации крутящего момента на шпинделе; б – место установки во вкладыше шпинделя третьего тензометра;

1 – вкладыш; 2 – вилка; 3 – лопасть шпинделя

зоны трения, полученная на основе прямого замера давления, была разложена в ряд Фурье по частотам. Анализу подвергли участок колебательного процесса, который был реализован на временном периоде в секундах $T = [0 \div 0,1]$. Функции давления $p_3(t)$ на этом участке представлены в форме ряда Фурье вида

$$p_3(t) = a_0 + \sum_{k=1}^{\infty} a_k \cos \frac{2\pi k}{T} t + \sum_{k=1}^{\infty} b_k \sin \frac{2\pi k}{T} t,$$

коэффициенты которого определяются следующим образом:

$$a_k = \frac{h \left(p_1 \cos(\omega_k h) + p_m \cos(\omega_k h m) + 2 \sum_{i=1}^{m-1} p_i \cos(\omega_k h i) \right)}{T};$$

$$b_k = \frac{h \left(p_1 \cos(\omega_k h) + p_m \cos(\omega_k h m) + 2 \sum_{i=1}^{m-1} p_i \cos(\omega_k h i) \right)}{T};$$

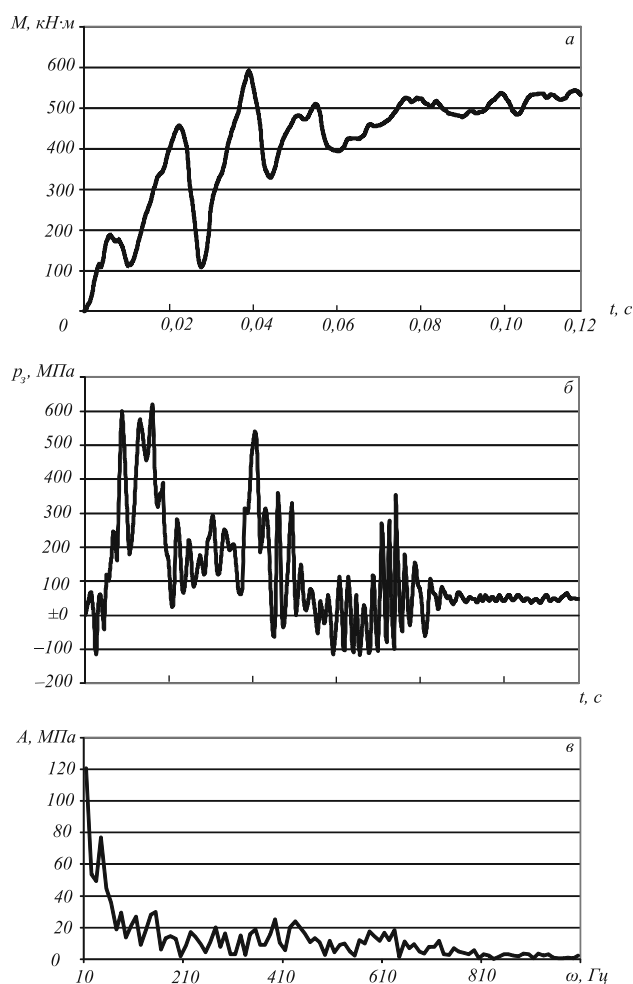


Рис. 3. Графики силовых и частотных характеристик процесса передачи механической энергии через элементы шпинделя: а – момент на валу шпинделя; б – давление в третьей точке контакта вкладыш – лопасть шпинделя; в – амплитудно-частотная характеристика давления в третьей точке вкладыша универсального шпинделя

здесь $A(k) = \sqrt{a_k^2 + b_k^2}$ и $\omega_k = \frac{2\pi k}{n}$ – амплитуда и частота моды колебаний; k – гармоническая компонента; $h = T/m$ – шаг расчета; m – количество данных.

В результате на рис. 3, в получена частотно-амплитудная характеристика кривой изменения параметра $p_3(t)$. Из представленного на этом рисунке графика видно, что амплитудное значение давления непосредственно в третьей точке зоны трения при 10 Гц составляет порядка 120 МПа. Одновременно спектр значимых колебаний охватывает значительный диапазон частот колебаний. Вплоть до частоты в 800 Гц амплитуды давления составляют 10 – 20 МПа; допустимое давление при расчете пары трения 12 МПа [5]. Из сравнения реального давления с допустимым следует, что интенсивный износ при такой нагрузке неизбежен.

Выводы. Из анализа спектра колебаний нагрузки в зоне контакта лопасти с вкладышем следует, что интен-

сивный износ вкладыша шпинделя вполне обоснован и соответствует тем давлениям, которые там возникают. Показано, что в зоне контакта энергопроводящей пары трения идут свои локальные динамические процессы очень высокой интенсивности.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Целиков А.И. Прокатные станы. – М: Металлургиздат, 1946. – 460 с.
2. Костецкий Б.И. // Надежность и долговечность машин и сооружений. 1982. № 1. С. 72 – 82.
3. Крагельский И.В. Трение и износ. – М.: Машиностроение, 1968. – 478 с.
4. Савельев А.Н., Савельев Н.В. / Изв. вуз. Черная металлургия. 2002. № 8. С. 51 – 53.
5. Анурьев В.И. Справочник конструктора-машиностроителя. В 3-х т. Т.2. 9-е изд., перераб. и доп./ Под. ред. И.Н. Жестковой. – М.: Машиностроение, 2006. – 960 с.

© 2012 г. Н.В. Савельев, Э.Я. Живаго, В.В. Ерастов
Поступила 31 января 2012 г.

Е.П. Волынкина, В.Н. Зоря

Сибирский государственный индустриальный университет

ИССЛЕДОВАНИЕ СПОСОБОВ ОБОГАЩЕНИЯ ОТХОДОВ ШЛАМОНАКОПИТЕЛЯ ОАО «ЗАПАДНО-СИБИРСКИЙ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЙ КОМБИНАТ»

В связи с постепенным истощением запасов ряда природных полезных ископаемых, с одной стороны, и накоплением огромного количества отходов, содержащих ценные полезные компоненты, с другой, все большую актуальность приобретает проблема разработки так называемых техногенных месторождений. Последние представляют собой образования на поверхности Земли, по количеству и качеству содержащегося в них минерального сырья пригодных для промышленного использования в настоящее время или в будущем по мере развития науки и техники и изменения экономических условий [1]. К техногенным месторождениям могут быть отнесены отвалы горнодобывающих предприятий, хвостохранилища обогатительных фабрик, золошлаковые отвалы топливно-энергетического комплекса, шлаковые отвалы и шламонакопители металлургических и химических предприятий.

Шламонакопитель ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат» является комплексным техногенным образованием, на территории которого с 1964 г. размещаются отходы различного происхождения, существенно различающиеся по химическому, минералогическому и гранулометрическому составам, плотности и другим свойствам. Общая площадь шламонакопителя составляет 285 га, высота ограждающей дамбы 40 м. Ежегодно в шламонакопитель гидротранспортом направляется около 2 млн. т отходов. Основную (75,8 %) часть составляют отходы (смесь породы отсадочных машин и хвостов флотации) углеобогадательной фабрики комбината и соседней ЦОФ «Кузнецкая», 20 % – золошлаковые отходы от сжигания углей на ТЭС и 3,6 % – железосодержащие шламы конвертерного, доменного и литейного цехов. Кроме этого, в дамбу шламонакопителя ежегодно укладывается до 650 тыс. т металлосодержащего конвертерного шлака.

В связи с окончанием срока эксплуатации в 2013 г. шламонакопитель из разряда действующих техногенных образований переходит в категорию перспективных месторождений с запасами свыше 80 млн. т железосодержащих, органических и инертных алюмосиликатных техногенных материалов. Поэтому актуальной является разработка технологии разделения

накопленных отходов на пригодные для последующей переработки виды техногенного сырья.

Техногенное месторождение на территории шламонакопителя формируется под влиянием следующих факторов [2]:

- места расположения выпусков пульпопроводов;
- сегрегационное разделение частиц по крупности и плотности;
- гидравлический режим работы пруда первичного отстаивания.

В результате комплексного воздействия перечисленных факторов на территории шламонакопителя произошло частичное саморазделение (сегрегация) и самообогащение складированных отходов. Кроме этого, в результате использования в последние годы технологии кольцевого намыва пляжей путем поочередной переустановки пульповыпусков по периметру шламонакопителя сформированы обезвоженные участки шириной от 15 до 45 м, пригодные для разработки уже в настоящее время благодаря естественной фильтрации материала. На рис. 1 представлена схема шламонакопителя, включающая намывные пляжи и предлагаемую схему выемки отходов с их территории.

Выемку отходов для последующей переработки целесообразно осуществлять с территории намывных пляжей в районе пикетов (ПК) № 11, 12 (железосодержащие шламы); 1 – 10 и 36 – 49 (отходы углеобогащения). Железосодержащие отходы при условии достаточно высокого содержания основного ценного компонента – железа – являются ценным техногенным сырьем для черной металлургии, а отходы углеобогащения при достаточно высоком содержании органической части являются перспективным вторичным топливом. Однако полученное сырье и топливо будет иметь технологическую и рыночную ценность только при условии достаточно высокого качества, удовлетворяющего требованиям потенциальных потребителей. Поэтому важной технической задачей при разработке шламонакопителя является разделение смеси отходов углеобогащения и железосодержащих шламов с получением ценных товарных продуктов и выбор оптимального для условий шламонакопителя способа обогащения. Первоочередной задачей при этом является выделение из накоплен-

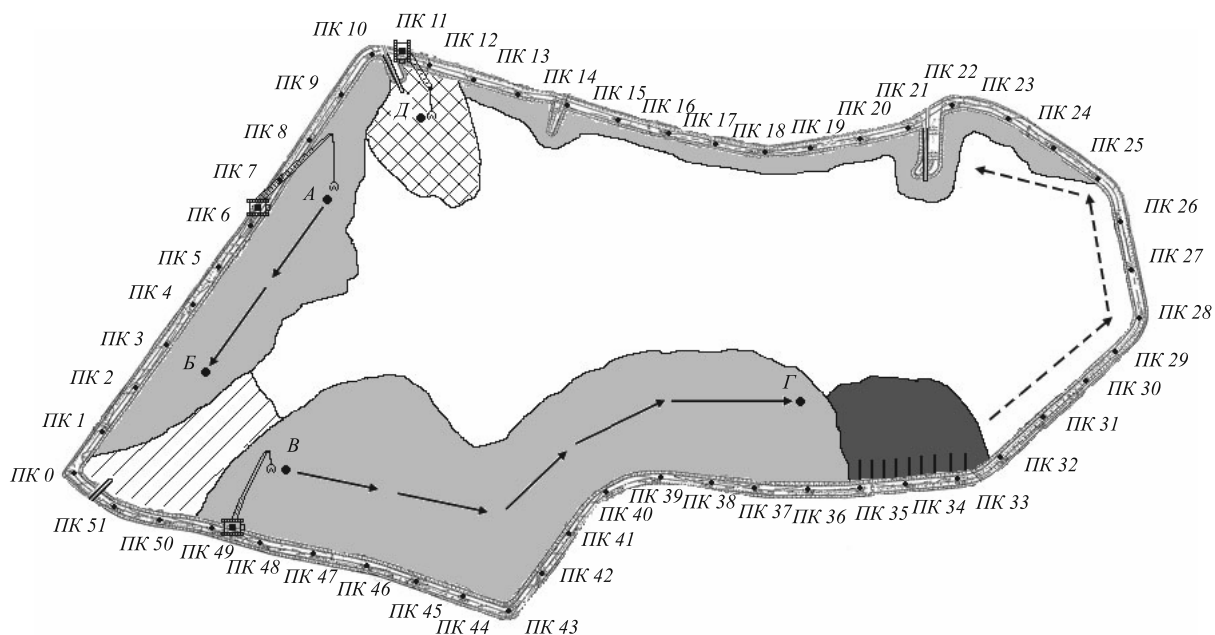


Рис. 1. Схема шламонакопителя ОАО «ЗСМК»:

▨ – пляж, намытый из золошлаковых отходов ЗС ТЭЦ и флотационных хвостов ЦОФ «Кузнецкая»; ■ – пляж, намытый из отходов углеобогащения УОЦ КХП и ЦОФ «Кузнецкая»; ■ – область, намываемая из отходов углеобогащения в рассматриваемый момент; ▦ – пляж, намытый из железосодержащих отходов; ■ – область, из которой следует начать выемку отходов; → – направление дальнейшей выемки отходов; - - - - - направление дальнейшего намыва пляжей; А, Б, В, Г, Д – участки выемки отходов

ной смеси отходов наиболее ценного железистого концентрата, т.е. обогащение отходов по железу.

Для разделения отходов обычно используют традиционные методы сепарации, используемые при обогащении природного сырья, наиболее распространенными из которых являются гравитационные и магнитные методы. При этом гравитационный метод широко используют при обогащении угля, руд и нерудных материалов. Этот метод обогащения основан на различиях в плотности и крупности разделяемых частиц, которые определяют скорость движения этих частиц в воде, тя-

желых жидкостях или воздухе [3]. Оптимальная крупность частиц при гравитационном обогащении составляет 0,5 – 10 мм, а минимальная разница в плотности минералов – около 1000 кг/м³.

Представленная в табл. 1 характеристика основных видов отходов, направляемых в шламонакопитель ОАО «ЗСМК», показывает, что использование гравитационных методов сепарации целесообразно для разделения хвостов флотации углей и железосодержащих шламов, разница в плотности которых составляет 1100 – 1900 кг/м³, а крупность частиц – менее 1 – 3 мм.

Таблица 1

Характеристика отходов шламонакопителя ОАО «ЗСМК»

Наименование отхода	ρ , кг/м ³	Крупность частиц, мм	Химический состав
<i>Отходы углеобогащения</i>			
Порода отсадочных машин	2650	< 40	20 – 60 % SiO ₂ ; 4 – 18 % Al ₂ O ₃ ; 2 – 4 % CaO; 4 – 5 % Fe ₂ O ₃ ;
Хвосты флотации	1600	< 3	0,8 – 1,7 % MgO; 0,2 % MnO; 0,4 % S; 0,07 % P ₂ O ₅ ; 10 – 30 % ППП
<i>Отходы от сжигания угля</i>			
Шлак ТЭЦ	2000	< 40	56 % SiO ₂ ; 19 % Al ₂ O ₃ ; 16 % Fe ₂ O ₃ ; 0,01 % S; 3 % CaO; 0,7 % MgO;
Золоунос	2200	< 0,085	0,2 % MnO; 0 – 2 % ППП
<i>Железосодержащие отходы</i>			
Доменные шламы	2700	< 1	6,4 – 7,0 % SiO ₂ ; 3,3 – 3,9 % CaO; 2,0 – 3,0 % MgO; 2,9 – 3,4 % Al ₂ O ₃ ;
			0,2 – 0,5 % S; 0,3 – 0,4 % Mn; 7,6 – 9,7 % FeO; 41,8 – 60,0 % Fe ₂ O ₃ ;
			0,10 – 0,12 % P; 11,5 – 27,7 % ППП
Конвертерные шламы	3500	< 3	1,5 % SiO ₂ ; 20,6 % CaO; 0,36 % MgO; 0,12 % Al ₂ O ₃ ; 0,2 % S;
			0,74 % Mn; 4,69 % FeO; 53,7 % Fe ₂ O ₃ ; 0,15 % P; 16,57 % ППП

Эффективность применения методов гравитационной сепарации определяется коэффициентом равнопадаемости, который представляет собой отношение диаметра зерна легкого материала к диаметру зерна тяжелого материала, при котором они падают одновременно при исследуемых условиях свободного падения. Коэффициент K_p равнопадаемости рассчитывается по формуле [4]

$$K_p = \frac{d_1}{d_2} = \frac{\rho_2 - \rho_c}{\rho_1 - \rho_c},$$

где d_1 и d_2 – размер легких и тяжелых частиц соответственно, имеющих одинаковую гидравлическую крупность (скорость падения); ρ_1 , ρ_2 и ρ_c – плотность легких, тяжелых частиц и среды соответственно.

Для успешного проведения гравитационной сепарации необходимо, чтобы параметр $K_p > 2$. При этом для эффективного гравитационного обогащения полезных ископаемых предельные значения крупности частиц должны иметь соотношения не больше коэффициента равнопадаемости.

Расчеты, выполненные на основе значений плотности отходов для водной среды, показали, что при разделении конвертерных шламов и хвостов флотации угля коэффициент K_p составляет 4,2, для доменных шламов и хвостов флотации угля – 2,8, а для доменных и конвертерных шламов – 1,5. Таким образом, следует ожидать, что гравитационная сепарация будет мало эффективна при разделении доменных и конвертерных шламов, но достаточно эффективна при разделении мелкодисперсных угле- и железосодержащих отходов.

Проведены исследования обогащения проб мелкодисперсных шламов, отобранных с поверхности шламонакопителя в районе пикетов № 5, 6 (проба 1) и 11, 12 (проба 2) методами мокрой гравитационной сепарации. Химический состав исследованных отходов представлен ниже:

Гранулометрический состав приведен в табл. 2.

Приведенные выше значения показывают, что проба 1 по своему химическому и гранулометрическому составам соответствует углесодержащему шламу (хвосты флотации угля), а проба 2 – железосодержащему шламу (смесь доменных и конвертерных шламов).

В мировой практике для получения товарной продукции из труднообогатимого сырья, а также из текущих и накопленных отходов производства широкое распространение получили гравитационные центробежные сепараторы фирмы KnelsonConcentrators (Канада) [5]. Концентратор Кнелсона представляет собой центробежный аппарат с гидродинамическим разрыхлением центрифугируемого материала. Концентратор состоит из конического перфорированного ротора, на внутренней поверхности которого имеются рифли, образующие кольцевые канавки с отверстиями под углом к касательной, емкости для промывной воды, устройств для подачи исходного материала и приема продуктов обогащения. Пульпа поступает в сосуд через осевую питающую трубу и течет вверх и наружу по рифлям. Легкие частички уходят в хвосты, а тяжелые собираются позади рифлей. Уплотнение частичек предотвращается водой, подаваемой из наружного кожуха через серию отверстий в роторе. Вода эффективно разрыхляет слой тяжелых частичек, что позволяет вращаться с более высокой скоростью. Сепаратор сочетает центробежную силу и обратное давление вводимой воды.

Проведены исследования обогащения отобранных проб отходов на лабораторной установке Кнелсона, особенностью которой является точное моделирование промышленного процесса обогащения с возможностью подбора основных технологических параметров и получением опытных партий концентрата.

Эффективность сепарации оценивали по степени извлечения двух компонентов (железа $Fe_{общ}$ и углерода C), которую определяли по формуле [5]

$$\varepsilon_n = \frac{\gamma\beta}{\alpha},$$

где ε_n – степень извлечения компонента в концентрат; γ и β – выход концентрата и содержание в нем компо-

Таблица 2

Гранулометрический состав отходов

Проба	Средний медианный размер частиц, мм	Гранулометрический состав, %, по фракциям, мм												
		> 2,5	1,6 – 2,5	1,0 – 1,6	0,63 – 1,0	0,315 – 0,63	0,16 – 0,315	0,1 – 0,16	0,063 – 0,10	0,05 – 0,063	0,032 – 0,050	0,016 – 0,032	0,008 – 0,016	< 0,008
1	1,33	16,8	29,4	7,2	21,3	2,9	5,0	3,9	4,2	9,3	9,3	9,3	9,3	9,3
2	0,19	2,4	1,6	1,8	1,6	3,3	3,1	3,7	10,5	11,4	21,3	12,3	16,5	10,5

нента; α – содержание компонента в исходном продукте.

Результаты эксперимента по гравитационной сепарации отходов шламонакопителя ОАО «ЗСМК» в концентраторе Кнельсона представлены ниже:

Проба	α , %	β , %	γ , %	ε_n , %
1	<u>4,2</u>	<u>9,0</u>	<u>40,0</u>	<u>85,4</u>
	31,0	19,6	40,0	25,3
2	<u>38,2</u>	<u>33,2</u>	<u>25,0</u>	<u>21,7</u>
	14,2	22,5	25,0	39,6

Примечание. Числитель – соответствующие показатели для $Fe_{общ}$, знаменатель – для C .

В результате проведенных экспериментов установлено, что при обогащении углесодержащего шлама (проба 1) в концентрате, выход которого составил 40 %, содержание железа возросло более чем в 2 раза – с 4,2 до 9,0 %, а степень его извлечения составила 85,4 %. При этом содержание углерода в полученном продукте снизилось с 31,0 до 19,6 %, а степень его извлечения из исходного сырья составила всего лишь 25,3 %. При обогащении железосодержащего шлама (проба 2) содержание железа в полученном концентрате снизилось с 38,2 до 33,2 %, а степень его извлечения из исходного сырья составила всего лишь 21,7 %. В то же время в полученном продукте возросло (с 14,2 до 22,5 %) содержание углерода при степени его извлечения 39,6 %. Таким образом, полученные результаты подтвердили выводы, сделанные выше на основе расчетов.

Неэффективность гравитационного разделения железосодержащих шламов, помимо малой разницы в их плотности, связана еще и с их тонким гранулометрическим составом. Опыт использования концентратора Кнельсона для обогащения руд благородных металлов показывает, что этим способом эффективно извлекаются относительно крупные зерна минералов благородных металлов: зерна более 70 мкм извлекаются полностью, зерна крупностью 30 – 70 мкм – частично, а зерна крупностью менее 30 мкм практически не извлекаются [6]. Это связано с тем, что скорость осаждения мелких зерен в центробежном поле концентратора ниже скорости восходящего потока воды, разрыхляющего материал, поэтому они не улавливаются.

Приведенные в табл. 2 значения показывают, что углесодержащий шлак характеризуется значительно более крупнодисперсным составом, чем железосодержащий: средний медианный размер частиц пробы 1 составил 1,33 мм, а пробы 2 – 0,19 мм. Суммарное содержание наиболее тонких фракций крупностью менее 32 мкм, которые могут полностью не улавливаться в концентраторе Кнельсона, составило в железосодержащем шламе 39,3 %, содержание частиц крупностью от 32 до 63 мкм, которые извлекаются лишь частично – 32,7 %, а содержание частиц крупностью свыше 63 мкм, которые могут эффективно разделяться, – лишь

28 %. В то же время, в углесодержащем шламе количество таких частиц составило 90,7 %.

В пробе 2 железосодержащего шлама исследована зависимость валового содержания железа от среднего размера частиц. Выявлена явно выраженная тенденция увеличения содержания железа при снижении крупности частиц, при этом наиболее высоким (более 30 %) содержанием железа характеризуются частицы крупностью менее 0,05 мм.

Таким образом, концентратор Кнельсона может быть использован для извлечения железосодержащего концентрата из углесодержащих шламов, но малоэффективен для обогащения железосодержащих шламов вследствие высокого влияния противотока воды, увлекающего тонкодисперсные частицы, обогащенные железом.

С целью исключения этого влияния проведены исследования гравитационного разделения железосодержащих шламов на специально сконструированной лабораторной установке, в которой разрыхление материала осуществлялось за счет импульсного движения воды под действием электромагнитного вибратора (рис. 2). Исходный материал помещали на дно емкости и заливали водой до выпускного отверстия. Электромагнитная мембрана, вмонтированная в емкость и соединенная с электромагнитным вибратором, работающим с частотой 34 Гц, создавала импульсное движение воды, обеспечивающее перемещение легких фракций из нижних слоев в верхний. Верхняя легкая фракция вместе с водой удалялась через выпускное отверстие. Разделение в этом случае происходит как по плотности, так и по крупности под действием гидравлического разделения и сегрегации. Экспериментально установлено, что в нижнем слое располагаются мелкие тяжелые частицы, над ними – смесь крупных тяжелых частиц с мелкими легкими, в верхнем слое – крупные легкие частицы. Результаты эксперимента по обогащению пробы 2 железосодержащего шлама представлены на рис. 3.

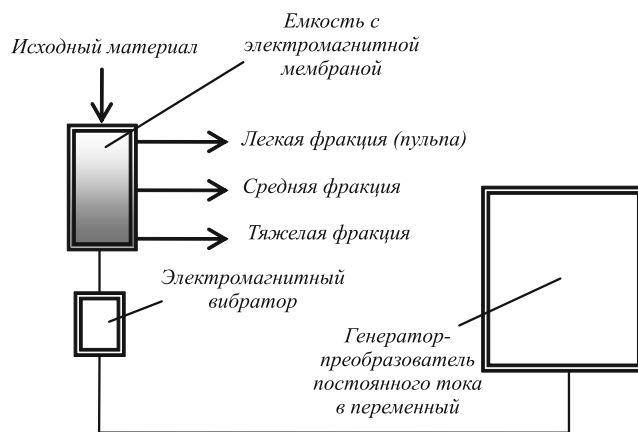


Рис. 2. Принципиальная схема лабораторной гравитационной установки

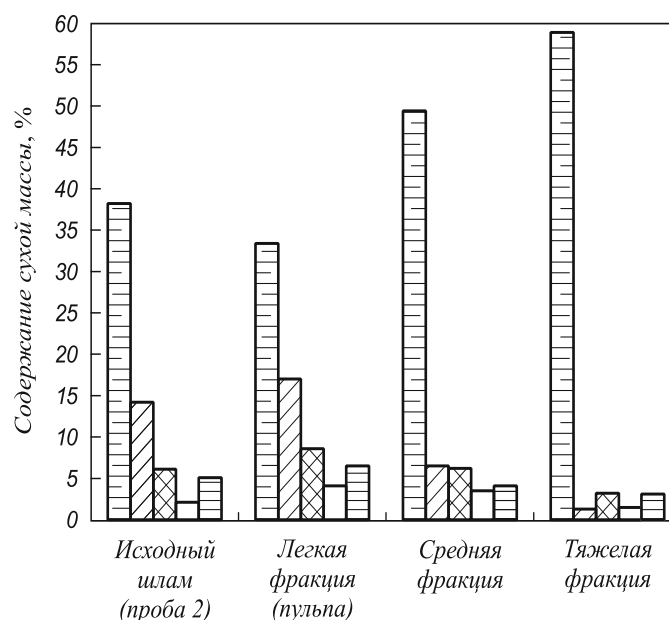


Рис. 3. Содержание исследуемых компонентов в исходном шламе и продуктах обогащения на лабораторной гравитационной установке

□ – Fe_{общ}; ▨ – C; ▩ – SiO₂; □ – Al₂O₃; ▤ – CaO

Степень извлечения не рассчитывали, так как эксперимент предусматривал оценку принципиальной возможности обогащения на рассматриваемой установке без оценки выхода продуктов. Представленные на рис. 3 данные проведенных экспериментов показывают, что в результате гравитационной сепарации частиц произошло перераспределение углерода, оксидов кремния, алюминия и кальция в легкую и среднюю фракции, а железа – в тяжелую нижнюю. Таким образом,

установлена принципиальная возможность использования метода гравитационной сепарации в спокойной, невозмущенной водной среде с разрыхлением частиц методом электромагнитной вибрации для обогащения тонкодисперсных железосодержащих шламов шламо-накопителя с удалением углеродистой фракции с повышенным содержанием минеральной части.

Выводы. Гравитационные методы обогащения могут быть использованы для обогащения мелкодисперсных угле- и железосодержащих отходов. Центробежный концентратор Кнелсона может быть рекомендован для извлечения железосодержащих компонентов из отходов обогащения угля, но его использование нецелесообразно для обогащения тонкодисперсных железосодержащих шламов. Для обогащения тонкодисперсных железосодержащих шламов может быть использован метод гравитационной сепарации в водной среде с разрыхлением частиц методом электромагнитной вибрации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Макаров А.Б. // Соросовский образовательный журнал. 2000. Т. 6. № 8. С. 76 – 80.
2. Волынкина Е.П. // Вестник РАЕН. 2006. Т. 6. № 3. С. 86 – 93.
3. Полеховский Ю.С., Петров С.В. Экономическая геология: учебное пособие. – СПб.: Изд-во СПбГУ, 2004. – 100 с.
4. Касаткин А.Г. Основные процессы и аппараты химической технологии. – М.: Химия, 1973. – 752 с.
5. Кнауф В. Концентратор Кнелсона: оценка извлечения благородных металлов. 2000 NATIResearchJSC. <http://www.natires.com/rknels.htm>
6. Барский Л.А., Плаксин И.Н. Критерии оптимизации разделительных процессов. – М.: Наука, 1967. – 215 с.

© 2012 г. Е.П. Волынкина, В.Н. Зоря
Поступила 14 ноября 2011 г.

Т.А. Литвинова, С.Н. Егоров

Волгодонский институт Южно-российского государственного технического университета (г. Волгодонск)

АНАЛИЗ УСЛОВИЙ МИГРАЦИИ МЕЖЧАСТИЧНОЙ ПОВЕРХНОСТИ СРАЩИВАНИЯ ПРИ ФОРМИРОВАНИИ ПОРОШКОВОЙ СТАЛИ

Исследование природы сегрегаций обусловлено их существенным влиянием на развитие межчастичного сращивания. Именно степень завершенности этого процесса, протекающего при формировании порошкового материала в условиях кратковременного деформационного воздействия на уплотняемый материал, определяет уровень структурно-чувствительных свойств. Характер формируемой в зоне сращивания структуры зависит от соотношения движущей силы миграции межчастичной поверхности сращивания (МЧПС) и силы сегрегационного торможения, определяющего возможность отрыва МЧПС от сегрегационной атмосферы. Поэтому целью настоящей работы является определение значений этих сил, имеющее важное значение для анализа условий обеспечения качественного межчастичного сращивания.

В качестве исходных материалов использовали порошок железа марки ПЖР 3.200.28 ГОСТ 9849 – 86 и графита карандашного марки ГК-1 ГОСТ 4404 – 78. Состав порошка железа марки ПЖР 3.200.28 следующий:

Элемент	C	Si	Mn	S	P	O
<i>M</i> , % (не более)	0,05	0,08	0,20	0,02	0,02	0,50

Примечание. *M* – массовая доля элемента.

Зольность порошка графита марки ГК-1 составляет 1,0 %, содержание влаги – 0,5 %, выход летучих веществ – 0,5 %, остаток на сите № 0063 – 0,5 %.

Для определения порядка значений сил сегрегационного торможения воспользуемся ранее предложенной методикой расчета¹.

В случае отрыва МЧПС от сегрегационной атмосферы, при условии, что работа, совершаемая против силы $F_{с.т}$ сегрегационного торможения, должна диссипироваться за счет диффузии сегрегированных атомов, происходящей при миграции МЧПС, расчет параметра $F_{с.т}$ проводим по следующему выражению:

$$F_{с.т} = \sum_{i=1}^n C_{прив.i} x_{с.дi} K_{эл} kT \ln \left(\frac{C_{макс.i}}{C_{м.i}} \right),$$

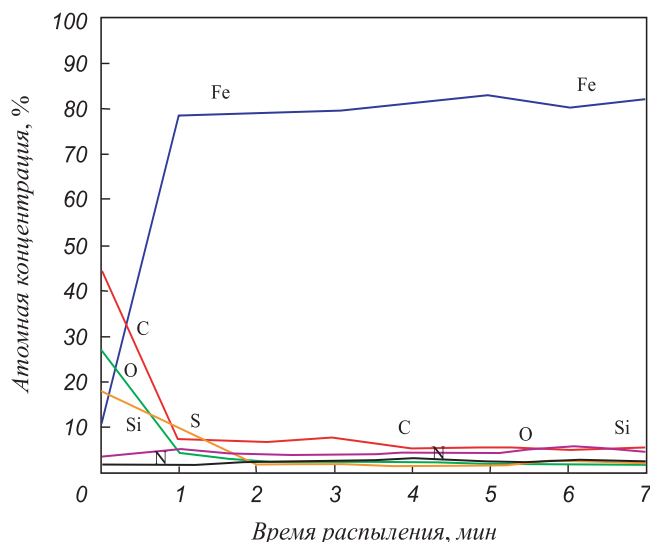
где $C_{макс.i}$, $C_{прив.i}$ и $C_{м.i}$ – максимальная, приведенная и внутризеренная концентрации i -го компонента; $x_{с.дi}$ – ширина сегрегационной зоны; $K_{эл}$ – число атомов, приходящихся на одну элементарную кристаллическую ячейку; k – постоянная Больцмана; T – абсолютная температура; a – параметр кристаллической решетки.

В основу расчета величины $F_{с.т}$ положены экспериментальные данные Оже-электронной спектроскопии (ОЭС) свободных поверхностей порошка, представленные на рисунке.

В результате проведенных расчетов были определены значения силы сегрегационного торможения для различных температур, сопровождающих процесс формирования порошкового материала, которые представлены ниже:

Температура, °С	600	700	800	900	1000
$F_{с.т}$, мДж/м ²	0,45	0,49	0,53	0,58	0,63

Из результатов видно, что с ростом температуры деформационного воздействия тормозящий эффект от сегрегации возрастает. Это обстоятельство может быть объяснено увеличением несоответствия исходной и



Распределение углерода (—), кислорода (—), азота (—), серы (—) и кремния (—) на свободной поверхности порошковой стали

¹ Dorofeev V.Y., Egorov S.N. The Impure Retardation of Interparticle Joining Surface Migration. Science of Sintering. 2005. V. 37. № 3. P. 225 – 230.

равновесной сегрегаций, которые с повышением температуры уменьшаются.

В условиях горячей пластической деформации при-родой движущей силы миграции является избыточная объемная энергия, накопленная в процессе пластической деформации. Удельная энергия ϵ дислокации зависит от модуля сдвига G и вектора b Бюргерса.

Тогда движущая сила $F_{\text{дв}}$ миграции определится по формуле

$$F_{\text{дв}} = k_{\text{д}} \epsilon \rho = k_{\text{д}} G b^2 \rho,$$

где $k_{\text{д}} = 0,7 \div 1$ – коэффициент, учитывающий характер распределения дислокаций; ρ – плотность дислокаций в деформированной области материала.

На основании ранее проведенных исследований тонкой структуры порошкового материала установлено, что плотность дислокаций при уплотнении материала до остаточной пористости приблизительно 3 % составляет $10^7 - 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Тогда интервал изменения величины движущей силы колеблется в пределах $10^2 - 10^5 \text{ Дж/м}^2$.

В результате проведенных исследований установлено, что при формировании порошкового материала, сопровождающегося уменьшением параметра $F_{\text{с.т}}$, наблюдается значительное превосходство значений $F_{\text{дв}}$ над значениями силы торможения, что облегчает отрыв мигрирующей межчастичной поверхности сращивания от сегрегированных атомов элементов.

© 2012 г. Т.А. Литвинова, С.Н. Егоров
Поступила 15 июля 2010 г.

УДК 621.778.5:677.721

В.А. Харитонов, Т.А. Лаптева

Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова

МЕТОДИКА ОПРЕДЕЛЕНИЯ ШИРИНЫ МЕЖПРОВОЛОЧНОГО КОНТАКТА ПРИ МАЛОМ ОБЖАТИИ ПРЯДЕЙ

Между проволоками при обжатии прядей формируются контактные поверхности шириной f' (рис. 1). Известные методики^{1, 2} определения ширины f контактной поверхности не учитывают влияния площади $S_{\text{смещ}}$ смещенного металла на увеличение ширины площадки контакта, а также смещения контактной полосы по контуру проволоки, что вносит погрешности в оценку развитости контактной поверхности. В настоящей работе принимается, что ширина площадки контакта пропорциональна прилагаемой к ней силе, площадь сечения проволок не меняется (см. сноску 1).

Определяемое смещением металла из прилегающих областей увеличение q половины ширины контактной поверхности ($f'/2 = f/2 + q$) находим по формуле

$$q = t + \sqrt{1 - 2S_{\text{смещ}}/(ab)},$$

где $t = \sqrt{a^2 + b^2}$; $a = (r_i - x_i) \cos(\lambda/2) - r_i$; $b = r_i(\lambda - 2 \times \arcsin(f/2r_i))/2$; x_i – расстояние между контактной поверхностью и вершиной дуги окружности кон-

тактирующей проволоки радиусом r_i ; λ – центральный угол окружности проволоки, образованный двумя радиусами, проведенными к центрам контактов с другими проволоками.

Обжатие пряди сравниваем с осадкой ее проволок другими проволоками как наклонными бойками. Неравномерность течения металла и разную скорость роста половины площадок контакта определяем по изменению угла λ по следующей формуле:

$$\Delta(\lambda/2) = \frac{90 f' \cos^2 \beta}{\pi r (1 + \sin^2 \beta)},$$

где β – центральный угол окружности проволоки, образованный радиусами, проведенными по направлению к

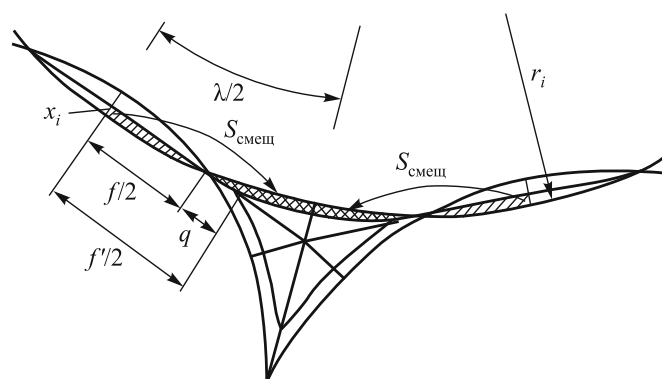
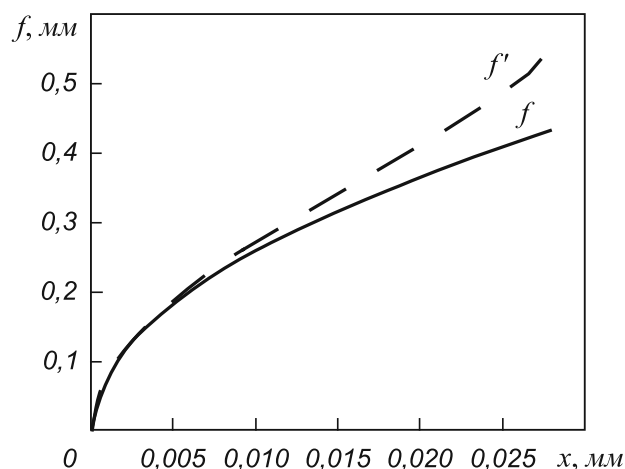


Рис. 1. Схема для определения величины площадки контакта

¹ Глушко М.Ф., Скалацкий В.К., Малиновский В.А. – В кн.: Стальные канаты: сб. науч. тр. Вып. 9. – Киев: Техника, 1972. С. 120 – 130.

² Ставничук П.А. Разработка энергосберегающей технологии производства пластически деформированных арматурных канатов прокаткой: Автореф. дис. канд. техн. наук. – Магнитогорск, 2003. 20 с.

Рис. 2. График отклонения f от f'

центру пряди и к центру окружности контактирующей проволоки.

Результаты расчетов по предлагаемой методике показывают, что ширина f' контактной поверхности для проволоки диам. 1,7 мм при $x = 0,026$ мм оказывается больше f на 23 % (рис. 2), изменение половины угла $\lambda/2$ при $\beta = 30^\circ$ составляет 10° .

Выводы. Предложена уточненная методика расчета ширины контактной поверхности проволок при малом пластическом обжатии многослойных прядей. Методика учитывает влияние вытесненного объема металла из межпроволочных зазоров и сдвиги контактных поверхностей.

© 2012 г. В.А. Харитонов, Т.А. Лантева
Поступила 1 ноября 2011 г.

УДК 669.018.25:624.014.2

В.Е. Реморов, А.В. Федорович, И.Н. Федорович

Сибирский государственный индустриальный университет

СВЯЗЬ ТВЕРДОСТИ С НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННЫМ СОСТОЯНИЕМ МЕТАЛЛА

Современные методы расчетов часто не обеспечивают достаточную надежность результатов оценки величины и характера распределения напряжений вблизи конструктивных концентраторов, дефектов и повреждений, тем самым существенно ограничивают возможность использования полученных результатов для анализа степени их опасности и прогнозирования остаточного ресурса металлических конструкций.

В связи с этим, а также учитывая, что в настоящее время появились широкие возможности измерения твердости металла непосредственно на конструкциях с помощью компактных переносных твердомеров, для определения величины и характера распределения напряжений вблизи концентраторов, дефектов и повреждений более перспективным представляется использовать корреляционную связь твердости с напряженно-деформированным состоянием (НДС) металла.

Для измерения твердости поверхность исследуемых элементов обрабатывается до уровня шероховатости не более $2,5 R_a$. После этого мягким карандашом наносится координатная сетка с ячейкой 5×5 мм.

Твердость измеряется в узлах сетки переносным твердомером механического типа Темп-2 или ультразвуковым типа Узит-3. Для подробного анализа результаты измерения твердости рекомендуется представлять в виде таблиц, полей одинаковой твердости и трехмерных диаграмм.

В связи с тем, что для различных марок и состояний стали зависимость напряжений от деформаций за пределами упругого участка диаграммы растяжения различна, то и связь между твердостью металла и НДС необходимо определять индивидуально для каждой рассматриваемой марки стали.

Для этого должны быть испытаны и исследованы два типа образцов: 1 – гладкие (стандартные) для получения диаграммы растяжения и 2 – с рабочей частью переменного сечения, образованного пологими «выкружками» на боковых поверхностях, необходимых для получения как можно более широкого диапазона упругопластических и пластических деформаций образца вплоть до разрушения. Испытания должны проводиться не менее чем на трех образцах.

Диаграммы растяжения, полученные при испытании образцов типа 1, используются в расчетах при моделировании их НДС с учетом физической нелинейности исследуемого металла. Для образцов типа 2 необходимо произвести моделирование НДС в соответствующих точках измерения твердости как в упругой постановке для тестирования программы, так и с учетом физической нелинейности материала для точек, где возникает упругопластическая и пластическая деформация.

Затем необходимо провести корреляционный анализ связи измеренных значений твердости с расчетными значениями напряжений и найти уравнения регрессии,

которые в дальнейшем можно будет использовать для определения напряжений по твердости.

В исследованиях конечно-элементное моделирование напряженно-деформированного состояния образцов производилось в программном комплексе Лира 9.4, интерфейс которого представлен в виде единой интуитивной графической среды пользователя с перспективным комплексом, учитывающим физическую нелинейность металла методом Ньютона–Рафоса.

Расчетная схема образца представляла собой пластину, жестко закрепленную с одного конца, к другому концу пластины было приложено растягивающее усилие и обеспечено свободное его перемещение в направлении действия нагрузки.

Растягивающее усилие до разрушения составило 140 и 129 кН соответственно для образцов из стали марок 09Г2С и СтЗсп.

Целью расчетов являлось определение нормальных напряжений в тех поперечных сечениях образца, где производилось измерение твердости.

Так как распределение напряжений и твердости симметрично относительно продольных и поперечных осей образца, то для повышения достоверности сравнения результатов при дальнейшей обработке рекомен-

дуется использовать данные расчетов и измерения твердости, полученные для всех четвертей рабочей части образцов.

Для выявления связи между твердостью и напряжениями необходимо провести статистическую обработку полученных данных с доверительной вероятностью не менее 0,95 и получить уравнения регрессии для исследуемой марки стали. Исследования показали, что при использовании линейной корреляции наблюдается достаточно высокая сходимость результатов анализа с коэффициентом корреляции от 0,89 до 0,96.

Таким образом, разработана методика измерения твердости металла в элементах металлических конструкций и определены возможные варианты практического использования корреляции между твердостью и напряженно-деформированным состоянием для оценки величины и характера распределения напряжений вблизи конструктивных концентраторов, дефектов и повреждений, анализа степени их опасности и прогнозирования остаточного ресурса конструкций.

© 2012 г. В.Е. Реморов, А.В. Федорович,
И.Н. Федорович
Поступила 2 марта 2012 г.

УДК 669.02:621.82

А.Г. Никитин, К.А. Чайников, В.Е. Реморов, Э.Я. Живаго

Сибирский государственный индустриальный университет

РАСЧЕТ ЖЕСТКОСТИ ПНЕВМАТИЧЕСКОГО ЦИЛИНДРА С ОГРАНИЧЕННОЙ ОСЕВОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ

Одной из важнейших характеристик любой конструкции является ее жесткость, т.е. способность сопротивляться возникновению деформации под действием внешних нагрузок. Следовательно, чем больше жесткость, тем меньше деформация при действии одинаковых нагрузок. Для машиностроительных конструкций жесткость должна быть такой, чтобы деформации, возникающие под действием внешних сил, не нарушали работоспособность этих конструкций.

Недостаточная жесткость подшипников скольжения, широко используемых в металлургическом оборудовании, может вызвать значительные упругие деформации, что приводит к нарушению нормальной работы машины, так как расстраивается взаимодействие различных ее элементов, а положение вала становится неопределимым в пространстве. Подшипники скольжения с мягкими вкладышами, кроме того, с одной стороны, подвержены быстрому износу, что снижает срок их службы. С другой стороны, если подшипники скольжения обладают повышенной жесткостью,

т.е. вкладыши изготовлены из твердых материалов, то это приводит к их разрушению при действии ударных нагрузок. Таким образом, подшипник скольжения должен быть жестким, но без разрушения воспринимать ударные нагрузки. Это достигается введением упругих элементов между корпусом и антифрикционной втулкой.

В качестве упругого элемента может быть использован пневматический элемент, выполненный в виде цилиндра с ограниченной осевой деформацией, изготовленный из эластичного материала, например, резины, с возможностью подачи внутрь него газа, снабженный системой регулирования величины избыточного давления в полости цилиндра. Рассмотрим в качестве примера подшипниковый узел (рис. 1), в котором вал 4 находится в антифрикционной втулке 3, закрепленной в корпусе подшипника 2, установленным, в свою очередь, в станине 1. Упругий пневматический цилиндр 5 располагается между станиной и корпусом подшипника, при этом ось цилиндра расположена перпендикулярно оси

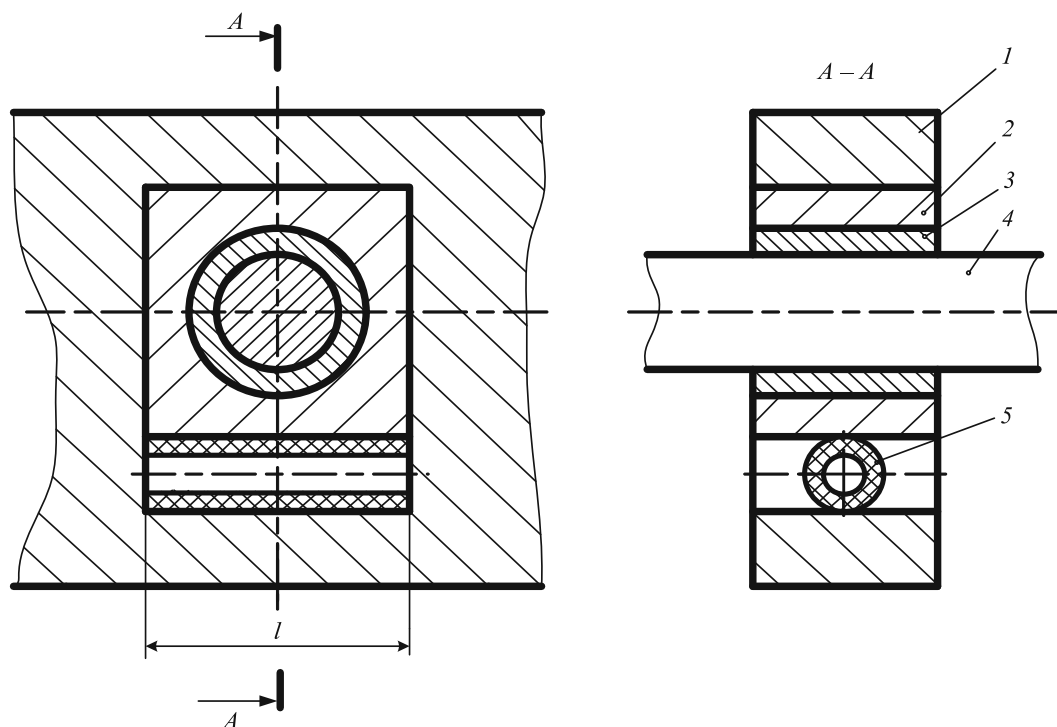


Рис. 1. Схема подшипникового узла

вала, однако, конструктивно ее можно располагать и параллельно оси вала.

Способность такого элемента центрировать вал относительно геометрической оси опоры под действием радиальной внешней силы обеспечивается возникновением разности площади контакта между внешней поверхностью корпуса подшипника с поверхностью упругого цилиндра. За счет избыточного давления внутри эластичного цилиндра возникает сила, стремящаяся вернуть систему вал – антифрикционная втулка в исходное положение.

Так как жесткость есть отношение величин внешней силы и вызываемой ей деформации, то для расчета надо определить, на какую величину сместится ось рассматриваемой системы под действием внешней силы P при заданных параметрах опоры – длине l цилиндра и величине избыточного давления p_0 газа внутри цилиндра, т.е. определить смещение линии контакта – эксцентриситет e в виде $e = f(P, l, p_0)$, принимая, что оболочка, образующая цилиндр, нерастяжимая.

Так как упругий пневматический цилиндр способен воспринимать внешнюю силу благодаря силе реакции, возникающей из-за приращения площади контакта цилиндра с поверхностью, через которую передается внешняя сила, то условие равновесия имеет следующий вид:

$$P = 2p_0 F_{\pi}, \quad (1)$$

где F_{π} – площадь приращения контакта, который имеет форму прямоугольника.

Под действием внешней силы происходит смещение оси системы вал – антифрикционная втулка – корпус подшипника от геометрической оси опоры на величину эксцентриситета, в результате чего изменится и площадь контакта. Таким образом, задача определения деформации упругого пневматического цилиндра с ограниченной осевой деформацией под действием внешней силы сводится к определению площади приращения контакта.

Рассмотрим случай, когда упругий пневматический цилиндр не деформирован (рис. 2, а). При этом контакт цилиндра с контактирующими поверхностями линейный, а длина окружности большого круга цилиндра составит $L_0 = 2\pi R_{\text{ц}}$.

После приложения силы цилиндр деформируется на величину эксцентриситета e' (рис. 2, б). Длина L_0 окружности не изменилась, но определить ширину $L_{\text{к}}$ пятна контакта в зависимости от деформации невозможно, так как нельзя определить положение центра радиуса $R_{\text{цк}}$, поэтому принимается крайнее, гипотетическое, положение, когда цилиндр полностью смят (рис. 2, в). В этом положении деформация $e = 2R_{\text{ц}}$, а ширина пятна контакта составит половину длины окружности большого круга цилиндра до деформации, т.е. $L_{\text{к}} = \pi R_{\text{ц}}$. Учитывая, что деформация e практически равна диаметру большого круга, то $L_{\text{к}} = \pi e/2$ и площадь приращения контакта с одной стороны цилиндра при его деформации на величину e составит

$$F_{\pi} = L_{\text{к}} l = \frac{\pi e l}{2}, \quad (2)$$

где l – длина цилиндра.

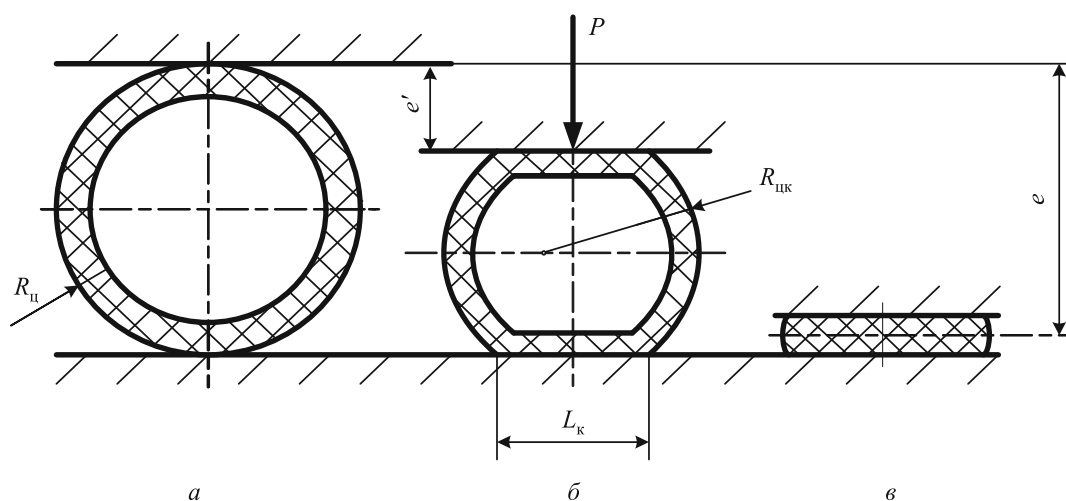


Рис. 2. Схема для расчета приращения длины линии контакта цилиндра до деформации (а), частично деформированного цилиндра (б) и полностью смятого цилиндра (в)

После подстановки выражения (2) в уравнение (1) и преобразования получим искомую зависимость

$$e = \frac{2P}{\pi l p_0}. \quad (3)$$

Тогда жесткость пневматического цилиндра с ограниченной осевой деформацией определится как

$$c = P/e = \pi l p_0 / 2. \quad (4)$$

Отсюда следует, что, регулируя величину избыточного давления в полости цилиндра при его неизменной длине, можно задавать такую жесткость на стадии разработки опоры скольжения, чтобы механизм мог работать без нарушения взаимодействия его элементов, а в процессе эксплуатации изменять ее при необходимости на заранее рассчитанную величину.

Экспериментальные исследования деформации упругого пневматического цилиндра с ограниченной осевой деформацией проводились на двухопорной установке с

длиной цилиндра $l = 80$ мм при переменном избыточном давлении. Фактические $c_{ф}$ и рассчитанные $c_{р}$ по формуле (4) значения жесткости при различном избыточном давлении приведены ниже:

p_0 , МПа	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6
$c_{ф}$, мм	24,0	36,8	49,1	62,0	74,2
$c_{р}$, мм	25,0	37,7	50,0	62,8	75,0

Как видно, расхождение расчетных и экспериментальных данных не превышает 4 %.

Таким образом, разработана методика расчета деформации упругого элемента, выполненного в виде пневматического цилиндра, а также его жесткости в зависимости от внешней силы, избыточного давления в полости цилиндра и его длины.

© 2012 г. А.Г. Никитин, К.А. Чайников,
В.А. Дегтярь, Э.Я. Живаго
Поступила 28 октября 2011 г.

СОДЕРЖАНИЕ

МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Сандуляк А.В., Сандуляк А.А., Самохин В.В., Ершов Д.В. Моделирование полиоперационного (прецизионного) магнитоконтроля феррофракции формовочных смесей	3
Герасименко И.П., Протопопов Е.В., Айзатулов Р.С., Филиппенко С.А., Жибинова И.А. Использование методов расчета тепловых потерь кислородного конвертера для оптимизации технологии плавки	5
Якушевич Н.Ф., Строкина И.В., Полях О.А. Термодинамические закономерности фазово-химических равновесий в системе $Fe - C - O_2 - H_2$	9
Лазарова Р., Кузманов П., Димитрова Р., Черепанов А., Манолов В. Свойства стали 110Г13Л и чугуна СЧ 25, модифицированных нанопорошками тугоплавких соединений	17
Некрасов И.В., Шешуков О.Ю., Невидимов В.Н., Истомин С.А. Методика оценки вязкости промышленных шлаков	21
Панамарев В.А., Перетягко В.Н., Горев Б.В., Реморов В.Е., Базайкин В.И. О напряжении ползучего стержня с учетом параметра поврежденности	24
Дмитриенко В.И., Рожихина И.Д., Нохрина О.И., Айзатулов Р.С., Платонов М.А. Исследование восстановления бария и стронция применительно к условиям внепечной обработки стали	27
Юрьев Б.П., Спириин Н.А. Исследование теплофизических свойств известняка и извести в процессе нагрева	29
Чапаев Д.Б., Оленников А.А. Расчет скорости внутренней коррозии трубопроводов водяных тепловых сетей из углеродистых сталей	33
Юрьев А.Б., Школлер М.Б., Протопопов Е.В., Ганзер Л.А. Перспективные направления получения синтетических топлив в технологическом цикле кокс – чугун – сталь. Сообщение 1	37
Ганиева В.Р., Любимов А.С., Еникеев Ф.У. Методика идентификации модели О.М. Смирнова	40

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НАНОТЕХНОЛОГИИ

Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Ефимов О.Ю., Танг Г., Целлермаер В.Я. Формирование многофазной структуры в каналах трещин при эксплуатации плазменно упрочненных чугунов валков	45
Сапожков С.Б., Козырев Н.А., Соколов П.Д., Ерастов В.В., Живаго Э.Я. Покрытия для защиты поверхности изделий при сварке в среде углекислого газа	47
Воробьев С.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Сизов В.В., Софрошенков А.Ф. Формирование нанокристаллической структуры и усталостная долговечность нержавеющей стали	51
Молотков С.Г., Ващук Е.С., Будовских Е.А., Громов В.Е., Целлермаер В.Я. Математическая модель формирования границы зоны электровзрывного легирования с основой металла	53

ИНЖИНИРИНГ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Савельев Н.В., Живаго Э.Я., Ерастов В.В. Оценка условий работы пар трения скольжения универсальных шпинделей	57
--	----

РАЦИОНАЛЬНОЕ ПРИРОДОПОЛЬЗОВАНИЕ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Волынкина Е.П., Зоря В.Н. Исследование способов обогащения отходов шламонакопителя ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат»	60
--	----

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

Литвинова Т.А., Егоров С.Н. Анализ условий миграции межчастичной поверхности срачивания при формировании порошковой стали	65
Харитонов В.А., Лаптева Т.А. Методика определения ширины межпроволочного контакта при малом обжатии прядей	66
Реморов В.Е., Федорович А.В., Федорович И.Н. Связь твердости с напряженно-деформированным состоянием металла	67
Никитин А.Г., Чайников К.А., Реморов В.Е., Живаго Э.Я. Расчет жесткости пневматического цилиндра с ограниченной осевой деформацией	68

CONTENTS

METALLURGY TECHNOLOGIES

Sandulyak A.V., Sandulyak A.A., Samokhin V.V., Ershov D.V. Modelling of polyoperational (precision) magnetic control of agglutinant sand ferrofraction	3
Gerasimenko I.P., Protopopov E.V., Aizatulov R.S., Filippenko S.A., Zhibinowa I.A. Use of the methods of thermal loss calculation at the oxygen steel-making converter for the optimization of melting technology	5
Yakushevich N.F., Strokina I.V., Polyakh O.A. Thermodynamic regularities of the phase and chemical equilibria in the $Fe - C - O_2 - H_2$ system	9
Lazarova R., Kuzmanov P., Dimitrova R., Cherepanov A., Manolov V. Properties of 110G13L steel and SCh 25 grey cast iron, modified by nanopowders of refractory compounds	17
Nekrasov I.V., Sheshukov O. Yu., Nevidimov V.N., Istomin S.A. Estimation method of industrial slag viscosity	21
Panamaryov V.A., Peretyat'ko V.N., Gorev B.V., Remorov V.E., Bazaykin V.I. About the tension of a creeping core with the account of damage parameter	24
Dmitrienko V.I., Rozhikhina I.D., Nokhrina O.I., Aizatulov R.S., Platonov M.A. Research of barium and strontium reduction concerning the conditions of out-of-furnace steel processing	27
Yur'ev B.P., Spirin N.A. Research of the thermophysical properties of limestone and lime in the process of heating	29
Chapaev D.B., Olennikov A.A. Calculation of internal corrosion rate of pipelines of water thermal networks from carbon steel	33
Yur'ev A.B., Shkoller M.B., Protopopov E.V., Ganzer L.A. Perspective directions for the synfuels production in the technological cycle coke – cast iron – steel. Report 1	37
Ganieva V.R., Lyubimov A.S., Enikeev F.U. Identification procedure of the model of O.M. Smirnov	40

MATERIALS SCIENCE AND NANOTECHNOLOGIES

Gromov V.E., Ivanov Yu. F., Efimov O. Yu., Tang G., Tsellernaer V. Ya. Formation of the multiphase structure in the crack channels during operation of plasma hardened cast iron rollers	45
Sapozhkov S.B., Kozyrev N.A., Sokolov P.D., Erastov V.V., Zhivago E.Ya. Coverings for protection of the product surface at welding in the carbon dioxide medium	47
Vorob'yov S.V., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Sizov V.V., Sofroshenkov A.F. Formation of the nanocrystal structure and fatigue durability of stainless steel	51
Molotkov S.G., Vashchuk E.S., Budovskikh E.A., Gromov V.E., Tsellernaer V.Ya. Mathematical model of formation of the zone boundary of electro-explosive alloying with the basis of metal	53

FERROUS METALLURGY ENGINEERING

Savel'ev N.V., Zhivago E.Ya., Erastov V.V. Assessment of operating conditions of sliding friction pairs of universal spindles	57
--	----

FERROUS METALLUTGY CARE OF RESOURCES

Volynkina E.P., Zorya V.N. Research of the methods of waste enrichment of the slag storage area of the JSC "West Siberian Metallurgical Plant"	60
---	----

RESPONSES REVIEWS

Litvinova T.A., Egorov S.N. Conditions analysis of migration of interparticle joining surface in the process of powder steel formation	65
Kharitonov V.A., Lapteva T.A. Methodology of determining the interwire contact width under a light reduction of strands	66
Remorov V.E., Fedorovich A.V., Fedorovich I.N. Correlation between hardness and deflected mode of metal	67
Nikitin A.G., Chainikov K.A., Remorov V.E., Zhivago E.Ya. Calculation of the rigidity of the compressed air cylinder with the limited axial deformation	68

Подписано в печать 28.04.2012. Формат 60×90 1/8. Бум. Офсетная № 1.
Печать цифровая. Усл. печ. л. 9,0. Заказ.

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