# 

МОСКВА • МИСИС • 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:

M.B. ACTAXOB Г.В. АШИХМИН В.Д. БЕЛОВ Е.П. ВОЛЫНКИНА С.М. ГОРБАТЮК ГУОИ ТАНГ (Китай) К.В. ГРИГОРОВИЧ, редактор раздела «Ресурсосбережение в черной металлургии» **Β.Ε. ΓΡΟΜΟΒ** 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 Ε.Β. ΠΡΟΤΟΠΟΠΟΒ 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 УДК 621.771.001.23

# Я.Д. Василев

Национальная металлургическая академия Украины (г. Днепропетровск)

# ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ НАТЯЖЕНИЯ НА ЭНЕРГЕТИЧЕСКУЮ ЭФФЕКТИВНОСТЬ ПРОЦЕССА ХОЛОДНОЙ ПОЛОСОВОЙ ПРОКАТКИ

Холодная полосовая прокатка относится к числу наиболее энергоемких процессов пластической деформации [1], поэтому изыскание возможностей для уменьшения расхода энергии актуально.

Одним из факторов, влияющих на расход энергии при холодной прокатке тонких полос, является натяжение, точнее уровень и соотношение заднего и переднего относительных удельных натяжений [2]. Однако количественное влияние этого фактора на расход энергии в настоящее время теоретически и экспериментально исследовано недостаточно [2 – 4].

Из теории прокатки [2, 3, 5] известно, что применение натяжения приводит к существенному уменьшению истинного сопротивления деформации, контактных нормальных напряжений и напряжений трения, а также поверхности контакта металла с инструментом вследствие уменьшения влияния упругих деформаций валков и полосы. Снижение абсолютных значений перечисленных параметров под действием внешних тянущих сил значительно и способствует заметному снижению мощности при холодной прокатке тонких полос.

Настоящее исследование посвящено теоретическому определению влияния натяжения на энергетическую эф-фективность процесса холодной полосовой прокатки.

При симметричном процессе холодной прокатки без натяжения вся мощность  $W_c$ , необходимая для осуществления обжатия полосы, передается только через валки и определяется по формуле

$$W_{\rm c} = 2M_{\rm c} \frac{V_{\rm B}}{R} = 2P_{\rm c} \psi_{\rm c} l_{\rm c} \frac{V_{\rm B}}{R}, \qquad (1)$$

где  $M_c$ ,  $P_c$ ,  $\psi_c$  и  $l_c$  – крутящий момент на бочке одного валка, сила прокатки, коэффициент, характеризующий точку приложения силы  $P_c$  (коэффициент плеча момента), и длина очага деформации при холодной прокатке, рассчитанные с учетом влияния упругих деформаций валков и полосы;  $V_{\rm B}$  и R – окружная скорость и радиус рабочих валков.

При симметричной прокатке с натяжением часть необходимой мощности для осуществления пластической деформации валками подводится к полосе и создается двигателями моталок или двигателями смежных клетей непрерывного стана. Уравнение баланса мощностей в этом случае записывается в виде [2, 3]

$$W_{\rm c.h} = W_{\rm c.h.B} - W_0 + W_1, \qquad (2)$$

где  $W_{c,H}$  – суммарная мощность при прокатке с натяжением;  $W_{c,H,B}$  – мощность на бочках валков при прокатке с натяжением, рассчитанная с учетом влияния упругих деформаций валков и полосы;  $W_0$  и  $W_1$  – мощность заднего и переднего натяжений.

Слагаемые правой части уравнения (2) определяются из соотношений

$$W_{\rm c.h.B} = 2M_{\rm c.h} \frac{V_{\rm B.H}}{R} = (2P_{\rm c.h} \psi_{\rm c.h} l_{\rm c.h} + Q_0 R - Q_1 R) \frac{V_{\rm B.H}}{R}, \quad (3)$$

$$W_0 = Q_0 V_{0\rm H}; \tag{4}$$

$$W_1 = Q_1 V_{1_{\rm H}};$$
 (5)

здесь  $Q_0$  и  $Q_1$  – полное заднее и переднее натяжение;  $V_{0H}$  и  $V_{1H}$  – скорость заднего и переднего конца полосы при прокатке с натяжением; индекс «н» указывает на то, что расчет параметров осуществляется для холодной прокатки с натяжением.

После подстановки  $W_{\rm c.н.в}$ ,  $W_0$  и  $W_1$  в уравнение (2) получим

$$W_{\rm c.H} = (2P_{\rm c.H}\psi_{\rm c.H}l_{\rm c.H} + Q_0R - Q_1R)\frac{V_{\rm B.H}}{R} - Q_0V_{0\rm H} + Q_1V_{1\rm H}.$$
 (6)

Влияние натяжения на мощность (расход энергии) при холодной прокатке будем оценивать по соотношению  $W_{c,H}/W_c$  [2]:

$$\frac{W_{\text{c.H}}}{W_{\text{c}}} = \frac{\left(2P_{\text{c.H}}\psi_{\text{c.H}}l_{\text{c.H}} + Q_{0}R - Q_{1}R\right)\frac{V_{\text{s.H}}}{R} - Q_{0}V_{0\text{H}} + Q_{1}V_{1\text{H}}}{2P_{\text{c}}\psi_{\text{c}}l_{\text{c}}\frac{V_{\text{B}}}{R}}.$$
 (7)

Если учесть, что  $P_c \psi_c l_c = p_{cp,c} \psi_c l_c^2 b_{cp}$ ;  $P_{c,H} \psi_{c,H} l_{c,H} = p_{cp,c,H} \psi_{c,H} l_{c,H}^2 b_{cp}$ ;  $Q_0 = q_0 h_0 b_0$ ;  $Q_1 = q_1 h_1 b_1$ ;  $V_{0H} = V_{1H} h_1 b_1 / (h_0 b_0)$  (где  $p_{cp,c,H}$  и  $p_{cp,c}$  – средние контактные нормальные напряжения при прокатке с натяжением и без натяжения,

рассчитанные с учетом влияния упругих деформаций валков и полосы;  $q_0$  и  $q_1$  – заднее и переднее удельные натяжения;  $h_0$  и  $b_0$ ,  $h_1$  и  $b_1$  – соответственно толщина и ширина полосы до и после прокатки;  $b_{\rm cp}$  – средняя ширина полосы в очаге деформации) и пренебречь уширением полосы ( $b_0 = b_1 = b_{\rm cp}$ ), выражение (7) представится в виде

$$\frac{W_{_{\mathrm{C,H}}}}{W_{_{\mathrm{c}}}} = \frac{\left(2p_{_{\mathrm{cp,c,H}}}\psi_{_{\mathrm{C,H}}}l_{_{\mathrm{C,H}}}^2 + q_0h_0R - q_1h_1R\right)\frac{V_{_{\mathrm{B,H}}}}{R}}{2p_{_{\mathrm{cp,c}}}\psi_{_{\mathrm{c}}}l_{_{\mathrm{c}}}^2\frac{V_{_{\mathrm{B}}}}{R}} - \frac{q_0h_0V_{_{\mathrm{OH}}} + q_1h_1V_{_{\mathrm{IH}}}}{2p_{_{\mathrm{cp,c}}}\psi_{_{\mathrm{c}}}l_{_{\mathrm{c}}}^2\frac{V_{_{\mathrm{B}}}}{R}}.$$
(8)

Из последнего выражения видно, что соотношение  $W_{c,H}/W_c$  зависит от скоростных условий холодной прокатки с натяжением и без натяжения. Исходя из этого запишем выражение (8) для одинаковой окружной скорости валков ( $V_{B,H} = V_B$ ) и одинаковой скорости полосы на выходе из очага деформации ( $V_{1H} = V_1$ ) при прокатке с натяжением ( $V_{1H}$ ) и без натяжения ( $V_1$ ). Принимая во внимание, что  $V_{1H} = V_{B,H}(1 + S_{c,H})$  и  $V_1 = V_B(1 + S_c)$ , где  $S_{c,H}$  и  $S_c$  – опережения при прокатке с натяжением и без натяжения, рассчитанные с учетом влияния упругих деформаций валков и полосы, получим:

при  $V_{\rm B,H} = V_{\rm B}$  $\frac{W_{\rm c,H}}{W_{\rm c}} = \frac{p_{\rm cp.c.H}}{p_{\rm cp.c}} \frac{\Psi_{\rm c.H}}{\Psi_{\rm c}} \left(\frac{l_{\rm c,H}}{l_{\rm c}}\right)^2 + \frac{Rh_0}{2p_{\rm cp.c}\Psi_{\rm c}l_{\rm c}^2} \left[q_0\varepsilon + S_{\rm c.H}(1-\varepsilon)(q_1-q_0)\right];$ (9)

при  $V_{1H} = V_1$ 

$$\frac{W_{\text{c,H}}}{W_{\text{c}}} = \left\{ \frac{p_{\text{cp.c.H}}}{p_{\text{cp.c}}} \frac{\Psi_{\text{c,H}}}{\Psi_{\text{c}}} \left( \frac{l_{\text{c,H}}}{l_{\text{c}}} \right)^2 + \frac{Rh_0}{2p_{\text{cp.c}}\Psi_{\text{c}}l_{\text{c}}^2} \times \left[ q_0 \varepsilon + S_{\text{c,H}} (1 - \varepsilon) (q_1 - q_0) \right] \right\} \frac{(1 + S_{\text{c}})}{(1 + S_{\text{c,H}})}, \quad (10)$$

где є – частное относительное обжатие полосы при прокатке.

Вычисленные по выражениям (9), (10) значения  $W_{\rm c.H}/W_{\rm c}$  позволяют судить об относительном изменении мощности (расхода энергии) при холодной прокатке с натяжением, причем соотношение (10) является более корректным, поскольку оно соответствует условию одинаковой производительности при прокатке с натяжением и без натяжения.

Проанализируем выражения (9) и (10). Рассмотрим сначала случай, когда холодная прокатка тонкой поло-

сы осуществляется с одним задним ( $q_1 = 0$ ) натяжением. В этом случае влияние натяжения распространяется только на зону отставания, которая занимает большую часть очага деформации и приводит к значительному уменьшению энергосиловых параметров. По этой причине  $p_{\rm cp.c.H} \psi_{\rm c.H} l_{\rm c.H}^2 < p_{\rm cp.c} \psi_{\rm c} l_{\rm c}^2 \, \mu \, Rh_0 [q_0 \varepsilon + S_{\rm c.H} (1 + \varepsilon) (q_1 - q_0)] <$  $<math>< 2p_{\rm cp.c} \psi_{\rm c} l_{\rm c}^2$ , в результате чего каждое из слагаемых правой части выражений (9) и (10) и их сумма приобретают значения меньше единицы. Это означает, что по сравнению с прокаткой без натяжения, потребляемая мощность при прокатке с одним задним, или с превалирующим задним ( $q_0 >> q_1$ ), натяжением уменьшается.

Аналогичные закономерности имеют место и при прокатке с одним передним ( $q_0 = 0$ ) натяжением. Однако влияние переднего натяжения распространяется только на зону опережения, которая занимает меньшую часть очага деформации и, кроме того, переднее натяжение вызывает увеличение коэффициента  $\psi_{c,H}$  ( $\psi_{c,H} > \psi_c$ ). Поэтому процесс холодной прокатки с одним передним, или с превалирующим передним ( $q_1 >> q_0$ ), натяжением энергетически менее эффективен.

Изложенный механизм влияния натяжения на энергетическую эффективность процесса холодной прокатки подтверждается результатами моделирования функции  $W_{c_{\rm H}}/W_{c} = \varphi(q_0/\beta\sigma_{10}; q_1/\beta\sigma_{11})$ , где  $\sigma_{10}$  и  $\sigma_{11}$  – предел текучести материала полосы на входе и на выходе из очага деформации; β – коэффициент Лоде. На рисунке в качестве примера представлены графические зависимости  $W_{c,H}/W_{c} = \varphi(q_0/\beta\sigma_{T0}; q_1/\beta\sigma_{T1})$ , построенные по выражению (10) для случаев холодной прокатки относительно толстой ( $R/h_0 = 150$ ) ненаклепанной ( $\varepsilon_{np} = 0$ ) (позиция *a*) и относительно тонкой ( $R/h_0 = 600$ ) предварительно наклепанной ( $\varepsilon_{nn} = 0,75$ ) (позиция б) полосы из стали 08кп. Расчеты параметров процесса холодной прокатки производили по методике [2, 5, 6], учитывающей влияние упрочнения материала полосы, натяжения, упругих деформаций валков и полосы, коэффициента трения и температурно-скоростных условий деформации. Точность и надежность прогнозирования параметров процесса холодной прокатки по принятой методике, созданной на кафедре обработки металлов давлением Национальной металлургической академии Украины (г. Днепропетровск), подтверждены результатами многочисленных лабораторных и промышленных экспериментов [2, 5, 6]. Упрочнение стали 08кп описывали уравнением  $\sigma_r = 230 + 34,6(100\epsilon)^{0.6}$ .

Представленные на рисунке зависимости  $W_{c,H}/W_c = = \phi(q_0/\beta\sigma_{\tau 0}; q_1/\beta\sigma_{\tau 1})$  имеют одинаковый характер изменения. Они свидетельствуют о том, что с ростом относительного удельного натяжения энергетическая эффективность процесса холодной прокатки повышается, причем заднее натяжение (кривые 2) обеспечивает более существенное снижение мощности, чем переднее (кривые 1). При прокатке с двумя одинаковыми относительными удельными натяжениями (кривые 3) снижение потребляемой мощности максимально и для рассма-



Зависимости  $W_{_{C,H}}/W_{_{C}} = \varphi(q/\beta\sigma_{_{T}})$  при холодной прокатке полосы из ненаклепанной ( $\varepsilon_{_{пр}} = 0$ ) стали 08кп при  $h_0 = 2,0$  мм; R = 300 мм;  $f = 0,12; \varepsilon = 0,3$  (*a*) и предварительно наклепанной ( $\varepsilon_{_{пр}} = 0,75$ ) стали 08кп при  $h_0 = 0,5$  мм; R = 300 мм;  $f = 0,04; \varepsilon = 0,3$  (*b*):  $I - при q_0/\beta\sigma_{_{T0}} = 0$  и  $q_1/\beta\sigma_{_{T1}} > 0; 2 - при q_1/\beta\sigma_{_{T1}} = 0$  и  $q_0/\beta\sigma_{_{T0}} > 0;$  $3 - при q_0/\beta\sigma_{_{T0}} = q_1/\beta\sigma_{_{T1}} > 0$ 

триваемых условий прокатки при  $q_0/\beta\sigma_{\tau 0} = q_1/\beta\sigma_{\tau 1} = 0.5$  достигает 23 – 40 %. Важно также отметить, что с уменьшением толщины и с увеличением степени предварительного наклепа полосы энергетическая эффективность процесса холодной прокатки с натяжением возрастает.

Из вышеизложенного следует, что по выражениям (9) и (10) может быть легко определена энергетическая эффективность процесса холодной прокатки с натяжением, поэтому они могут быть использованы в качестве критериев при разработке оптимальных режимов натяжений, обеспечивающих ведение процесса с наименьшим расходом энергии.

Выводы. С использованием уравнения энергетического баланса впервые получены корректные теоретические зависимости для определения относительного изменения мощности (расхода энергии) при холодной полосовой прокатке с натяжением. Результаты выполненного теоретического исследования показали, что потребляемая мощность при прокатке с натяжением всегда меньше мощности при прокатке без натяжения. Поэтому прокатка с натяжением является энергетически более выгодным процессом. Установлено, что потребляемая мощность при прокатке с одним задним, или превалирующим задним, натяжением значительно меньше потребляемой мощности при прокатке с одним передним, или с превалирующим передним, натяжением. При прокатке с двумя одинаковыми относительными удельными натяжениями потребляемая мощность приобретает наименьшее значение. Полученные теоретические зависимости для определения относительного изменения мощности при прокатке с натяжением рекомендуются в качестве критериев для оценки энергетической эффективности процесса холодной прокатки с натяжением и разработки энергосберегающих режимов обжатий и натяжений на полосовых станах холодной прокатки.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Василев Я.Д., Сафьян М.М. Производство полосовой и листовой стали. – Киев: Вища школа, 1976. – 192 с.
- Василев Я.Д., Минаев А.А. Теория продольной прокатки. Учебник. – Донецк: УНИТЕХ, 2010. – 465 с.
- **3.** Целиков А.И., Никитин Г.С., Рокотян С.Е. Теория продольной прокатки. М.: Металлургия, 1980. 320 с.
- Чернов П.П., Мухин Ю.А., Бахаев К.В. Вкн.: Труды 6 Конгресса прокатчиков. Т. 1. – М.: МОО»Объединение прокатчиков», 2005. С. 186 – 190.
- Василев Я.Д. Инженерные модели и алгоритмы расчета параметров холодной прокатки. – М.: Металлургия, 1995. – 368 с.
- Василев Я.Д., Дементиенко А.В. Непрерывная прокатка тонких и особо тонких полос. Непрерывная прокатка. – Дніпропетровськ: РВА «Дніпро–ВАЛ», 2002. – 456 с.

© 2012 г. *Я.Д. Василев* Поступила 10 ноября 2011 г.

УДК 621.77

### Е.А. Максимов

ООО «Интрай» (г. Челябинск)

# ВЗАИМОСВЯЗЬ КРИТЕРИЕВ И ЧАСТНЫЕ ПОКАЗАТЕЛИ ПЛОСКОСТНОСТИ И СЕРПОВИДНОСТИ ЛИСТОВОГО ПРОКАТА

Плоскостность является одним из важнейших показателей качества листового проката, прежде всего тонколистового. Улучшение рассматриваемого показателя обеспечивает более высокий уровень технологических и потребительских свойств, что способствует повышению качества и конкурентноспособности исследуемого вида металлопродукции.

В настоящее время широко распространено мнение о том, что дефекты плоскостности прокатываемых полос являются следствием неравномерности распределения коэффициента  $\lambda$  вытяжки по ширине очага деформации, или, без учета поперечной деформации, различия относительной поперечной разнотолщинности полосы в плоскости входа и выхода ее из очага деформации. При этом в качестве критерия плоскостности и отсутствия серповидности принимаются условия [1 – 3]

$$\lambda_{v} = \lambda = \text{const}$$
 или  $\Delta \lambda_{v} / \lambda = 0;$  (1)

$$h_0/h_1 = \text{const}$$
 или  $\Delta h_{0\nu}/h_0 - \Delta h_{1\nu}/h_1 = 0,$  (2)

где  $\Delta \lambda_y$  и  $\lambda$  – неравномерная и средняя величина коэффициента вытяжки по ширине полосы;  $\Delta h_{0y}$  и  $\Delta h_{1y}$  – поперечная разнотолщинность полосы в плоскости входа и выхода очага деформации;  $h_0$  и  $h_1$  – толщина полосы в плоскости входа и выхода очага деформации, средняя по ширине полосы.

Условия (1) и (2) называются деформационным критерием плоскостности.

Анализ существующих методик контроля и оценки плоскостности полос позволил выявить следующие допущения и закономерности, используемые в теории формоизменения:

 – деформация в ее очаге пластическая, на свободных участках прокатанной полосы – упругая; для определения изменения неравномерности остаточных напряжений по ширине полосы используются уравнения теории упругости;

 принимается допущение о плоской схеме очага деформации, то есть об отсутствии поперечной деформации;

 нарушение плоскостности прокатанной полосы происходит только на переднем конце полосы, задний ее конец сохраняет планшетную форму.

Рассмотрим кинематический критерий плоскостности [4], математическая запись которого может быть выражена следующим образом:

- для плоскости входа в очаг деформации

$$V_{0X}(y, z) = V_{0C} = \text{const}, \ V_{0Y} = 0, \ V_{0Z} = 0;$$
 (3)

- для плоскости выхода из очага деформации

$$V_{1X}(y, z) = V_{1C} = \text{const}, \ V_{1Y} = 0, \ V_{1Z} = 0,$$
 (4)

где  $V_{0X}(y, z)$  и  $V_{1X}(y, z)$  – неравномерная по толщине и ширине полосы продольная составляющая скорости частиц металла в плоскости входа и выхода из очага деформации;  $V_{0C}$  и  $V_{1C}$  – средняя по толщине и ширине полосы продольная составляющая скорости частиц металла в плоскости входа и выхода из очага деформации.

Условие (3) называется кинематическим критерием плоскостности для заднего конца полосы, выражение (4) – кинематическим критерием плоскостности для переднего конца полосы.

В зависимостях (3) и (4) первые выражения характеризуют прямолинейное движение заднего и переднего концов полосы вдоль продольной оси прокатки, а вторые и третьи уравнения характеризуют отсутствие перемещение полосы в горизонтальном и вертикальном направлениях (изгиб, поворот, серповидность).

Условие прокатки полосы с идеальной прямолинейной геометрической формой ее концов (критерий плоскостности) может быть сформулировано следующим образом: передний и задний концы полосы будут оставаться прямолинейными, если для поперечного сечения полосы на входе и выходе из валков эпюра продольной составляющей скорости металла по толщине и ширине полосы будет равномерной, а поперечная и вертикальная составляющая скорости частиц металла будут отсутствовать.

Таким образом, кинематический критерий плоскостности определяется равенством эпюры продольной составляющей скорости по толщине и ширине полосы, а дефекты формы ее концов определяются неравномерностью продольной составляющей скорости частиц металла на границах входа и выхода очага деформации.

Основы теории состоят в том, что формоизменение переднего и заднего концов полосы определяются соответствующим характером неравномерности продольной составляющей скорости метала по толщине и ширине полосы в плоскостях входа и выхода очага деформации. Зависимости (3) и (4) представляют собой математическую запись кинематического критерия плоскостности, впервые предложенного в работе [4].

Известно, что изменение продольной скорости металла по ширине полосы на выходе из валков в общем случае неоднозначно связано с изменением коэффициента вытяжки и относительным обжатием полосы, поскольку характер этой взаимосвязи определяется не только поперечным профилем полосы до и после прокатки, но и другими ее условиями, в частности, изменением кинематики процесса прокатки в поперечном направлении.

Рассмотрим изменение неравномерности продольной составляющей скорости по ширине полосы на выходе из валков, а также взаимосвязь деформационного и кинематического критериев плоскостности. С этой целью запишем условие постоянства секундных объемов для элементарной продольной полоски шириной  $dB_0$  и толщиной  $h_0$  в плоскости входа, шириной  $dB_1$  и толщиной  $h_1$  в плоскости выхода:

$$V_0 h_0 dB_0 = V_1 h_1 dB_1. (5)$$

Решая последнее равенство относительно продольной скорости металла на выходе из валков, получим

$$V_{1} = \frac{h_{0} dB_{0}}{h_{1} dB_{1}} = \lambda V_{0}.$$
 (6)

Для анализа изменения неравномерности продольной составляющей скорости по ширине полосы на выходе из валков, а также критерия плоскостности запишем полный дифференциал функции V<sub>1</sub>

$$dV_{1} = \frac{\partial V_{1}}{\partial \lambda} d\lambda + \frac{\partial V_{0}}{\partial V_{0}} dV_{0}, \qquad (7)$$

который после подстановки частных производных, вычисленных согласно равенству (6), примет вид

$$dV_1 = V_0 d\lambda + \lambda dV_0. \tag{8}$$

Поделив последнее равенство на продольную скорость  $V_1$  полосы на выходе из валков, получим

$$\frac{dV_1}{V_1} = \frac{d\lambda}{\lambda} + \frac{dV_0}{V_0}.$$
(9)

При замене дифференциалов конечными приращениями фактических значений параметров их средними значениями, будем иметь

$$\frac{\Delta V_1}{V_1} = \frac{\Delta \lambda}{\lambda} + \frac{\Delta V_0}{V_0}.$$
(10)

Из последнего выражения, следует, что для элементарной полоски изменение продольной составляющей скорости металла по ширине полосы на выходе из валков возможно не только за счет изменения коэффициента вытяжки по ширине очага деформации, но и за счет изменения продольной составляющей скорости металла по ширине полосы на входе в валки. Неравномерность последней, как будет показано ниже при анализе поля скоростей, определяется не только изменением толщины полосы на входе и выходе полосы из валков, но и другими параметрами процесса прокатки.

Условие (10) может быть использовано для анализа критериев плоскостности прокатываемых полос.

С учетом уравнения (4) кинематический критерий плоскостности запишем в виде

$$\Delta V_1 / V_1 = 0.$$
 (11)

Анализ показал, что кинематический (4) и деформационный (1) критерии плоскостности тождественны при выполнения условия равенства продольной составляющей скорости металла в плоскости входа по ширине полосы ( $\Delta V_0 = 0$ ):

$$\frac{\Delta V_1}{V_1} = \frac{\Delta \lambda}{\lambda} = 0.$$
(12)

Таким образом, деформационный критерий плоскостности в общем случае не может являться показателем плоскостности листового металла.

Судить о плоскостности полосы по распределению коэффициента вытяжки можно лишь приближенно, полагая, что в плоскости входа металл имеет одинаковую продольную скорость по ширине полосы.

Запишем коэффициент вытяжки для элементарной продольной полоски шириной *dB*<sub>1</sub> в виде

$$\lambda = \frac{h_0 dB_0}{h_1 dB_1} = \frac{h_0}{h_1} \beta, \tag{13}$$

где  $\beta = dB_0/dB_1$  – поперечная деформация элементарной полоски в очаге деформации.

Полный дифференциал коэффициента  $\lambda$  вытяжки имеет вид

$$\partial \lambda = \frac{\partial \lambda}{\partial h_0} dh_0 - \frac{\partial \lambda}{\partial h_1} dh_1 - \frac{\partial \lambda}{\partial \beta} d\beta.$$
(14)

После определения частных производных и перехода к конечным разностям уравнение (14) может быть приведено к виду

$$\frac{\Delta\lambda_{y}}{\lambda} = \frac{\Delta h_{0y}}{h_{0}} - \frac{\Delta h_{1y}}{h_{1}} - \frac{\Delta\beta}{\beta}, \qquad (15)$$

где  $\Delta\beta$  – приращение коэффициента поперечной деформации.

Подставляя выражение (15) в формулу (10), получим более развернутое выражение для определения неравномерности продольной составляющей скорости по ширине полосы на выходе из валков

$$\frac{\Delta V_{1y}}{V_1} = \frac{\Delta h_{0y}}{h_0} - \frac{\Delta h_{1y}}{h_1} - \frac{\Delta \beta}{\beta} + \frac{\Delta V_{0y}}{V_0}.$$
 (16)

Из уравнения (16) также следует, что при выполнении условий  $\Delta\beta = 0$  и  $\Delta V_0 = 0$  кинематический критерий плоскостности приводится к деформационному

$$\frac{\Delta V_{1y}}{V_1} = \frac{\Delta h_{0y}}{h_0} - \frac{\Delta h_{1y}}{h_1} = 0.$$
(17)

Другими словами, деформационный критерий (2) плоскостности является частным случаем кинематического (4).

Частные показатели плоскостности полос, вытекающие из условия (16), представлены в таблице.

В работе [6] показано, что серповидность лент определяется изменением кинематики процесса прокатки между правой и левой кромками полосы.

Рассмотрим более подробно частные показатели плоскостности, приведенные в таблице, которые могут быть использованы для оценки геометрической формы полосы для различных случаев процесса листовой прокатки.

*I*. Если принимается допущение условия равенства продольной составляющей скорости металла в плоскости входа по ширине полосы  $\Delta V_{0y} = 0$ , то оценка плоскостности полос может проводиться по изменению коэффициента вытяжки по ширине образца  $\Delta \lambda_y/\lambda_z$ .

В существующих работах [1-3] оценка плоскостности полосы проводится по следующей методике:

 определяется относительная неравномерность коэффициента вытяжки по ширине полосы;  с использованием математического аппарата теории упругости определяется неравномерность остаточных растягивающих и сжимающих, взаимоуравновешенных по ширине полосы;

– эпюра остаточных напряжений по ширине полосы на выходе из валков накладывается на равномерную эпюру удельных натяжений, создаваемую, например, моталкой или последующими клетями непрерывного стана, и определяется результирующая эпюра изменения удельного натяжения по ширине полосы для переднего ее конца; на результирующей эпюре удельных натяжения по ширине полосы определяется зона сжимающих напряжений;

 с использованием теории изгиба тонких прямоугольных пластинок в упругой области по статическому либо энергетическому критерию изгиба тонких пластинок определяются критические сжимающие напряжения;

 – если продольные напряжения сжатия в зоне сжимающих напряжений превышают критическую величину, то делается вывод о нарушении плоской формы, в противоположном случае полоса имеет планшетную форму.

В соответствии с существующей методикой, рассмотренной в работе [5], в качестве критерия плоскостности прокатываемых полос рекомендуется принимать относительную разность коэффициентов вытяжки центрального и краевых участков полосы:

$$\Delta\lambda_{y} = \frac{(\lambda_{u} - \lambda_{\kappa p})}{\lambda} 100 \%, \qquad (18)$$

где  $\lambda_{\mu}$ ,  $\lambda_{\kappa p}$ , и  $\lambda$  – коэффициенты вытяжки для центрального, краевых участков полосы и средний по ширине полосы.

 $\Delta\beta/\beta + \Delta V_{0v}/V_0$ 

 $\Delta\beta/\beta$ 

Частные показатели плоскостности и серповидности листов, полос и лент вытекающие из кинематического условия (16)

Условия прокатки	Показатели плоскостности полосы			
$I. Продольная скорость \Delta V_{0y}металла на входе в валки равномерна по ширине полосы$	$\Delta\lambda_{y}/\lambda$ соответствует существующей методике			
2. Коэффициент вытяжки по ширине очага деформации постоянный, то есть $\Delta \lambda_{y} / \lambda = 0$	$\Delta V_{0y}/V_0$			
<ol> <li>Лоперечная деформация по ширине очага деформации отсутствует:</li> <li>Δβ = 0 (плоская схема очага деформации)</li> </ol>	$\Delta h_{0y}/h_0 - \Delta h_{1y}/h_1 + \Delta V_{0y}/V_0$			
4. Продольная скорость металла на входе в валки по ширине полосы равномерна ( $\Delta V_{0y} = 0$ ); поперечная деформация по ширине полосы отсутствует ( $\Delta \beta = 0$ )	$\Delta h_{0y}/h_0 - \Delta h_{1y}/h_1$ соответствует существующей методике			
5. Продольная скорость $\Delta V_{0y}$ металла на входе в валки равномерна по ширине полосы	$\Delta h_{0y}/h_0 - \Delta h_{1y}/h_1 + \Delta \beta/\beta$			

6. Равенство относительной поперечной разнотолщинности полосы на входе и выходе из валков  $(\Delta h_{0v}/h_0 = \Delta h_{1v}/h_1)$ 

7. Равенство относительной поперечной разнотолщинности полосы на входе и выходе из валков ( $\Delta h_{0y}/h_0 = \Delta h_{1y}/h_1$ ) и равномерность по ширине полосы продольной скорости металла на входе в валки ( $\Delta V_{0y} = 0$ )

Коэффициенты вытяжки на соответствующих участках ширины полосы определяется по результатам замеров расстояний между поперечными рисками:

$$\lambda_i = L_{1i} / L_{0i}, \tag{19}$$

где  $L_{1i}$  и  $L_{0i}$  – длина темплета до и после прокатки на замеряемом участке ширины полосы.

Таким образом, оценки неравномерности деформации по ширине полосы определяются как относительная разность коэффициента вытяжки между центральным и краевыми участками полосы.

2. Если принимается условие равенства коэффициента  $\Delta \lambda_y / \lambda = 0$  вытяжки по ширине полосы, то о плоскостности полосы можно судить по изменению параметра  $\Delta V_{0y} / V_0$  по ширине полосы.

При условии равенства коэффициента  $\Delta \lambda_y / \lambda = 0$  вытяжки по ширине полосы и неравномерности коэффициента  $\Delta f/f$  трения по ширине полосы оценку формы переднего конца полосы можно проводить в соответствии с частным показателем плоскостности полосы  $\Delta V_{1y}/V_1 = \Delta V_{0y}/V_0$ .

Для рассматриваемого случая прокатки [6] на двухвалковом стане 200 были прокатаны образцы размером 72×1,69 мм из свинца с прямоугольным поперечным профилем на цилиндрических закаленных валках с одинаковым коэффициентом  $\lambda = 1,52$  вытяжки по ширине полосы и лучшими условиями трения по середине очага деформации. В этом случае сведено к минимуму влияние изгиба и сплющивания валков на поперечный профиль и плоскостность образца, а также обеспечивалось условие  $\Delta \lambda_y / \lambda = 0$ . В этом случае, наблюдается нарушение плоской формы образца на участке перед валками в виде, представленном на рисунке.

Аналогичные явления нарушения плоскостности на входе в валки в виде дефекта формы «елочка» часто наблюдаются при прокатке жести на четырехвалковых станах, а также фольги из тонколистовой стали двадцативалковых станах.

Так, при прокатке полос из коррозинностойкой стали толщиной 0,5 – 0,8 мм, шириной 1030 мм на двадцативалковом стане 1700 ОАО «Мечел» на входе в валки наблюдается дефект плоской формы в виде «елочка».



Образец, прокатанный на цилиндрических валках с лучшими условиями трения по его середине

3. Если принимается допущение об отсутствии поперечной деформации  $\Delta\beta = 0$  по ширине полосы (деформация плоская), то для оценки плоскостности полосы может быть использовано изменение параметра  $\Delta h_{0v}/h_0 - \Delta h_{1v}/h_1 + \Delta V_{0v}/V_0$ .

4. Если принимается условие равенства продольной составляющей скорости металла в плоскости входа по ширине полосы  $\Delta V_{0y} = 0$  и допущение об отсутствии поперечной деформации  $\Delta\beta = 0$  по ширине полосы (деформация плоская), то для оценки плоскостности полосы может быть использован показатель  $\Delta h_{0y}/h_0 - \Delta h_{1y}/h_1$ . Такой случай соответствует прокатке широких ( $h_1/B \le 0,0012$ ) полос.

В соответствии с существующей методикой [1-3] определяется разность относительной поперечной разнотолщинности на входе и выходе из валков.

По закону Гука определяется неравномерность взаимоуравновешенных (растягивающих и сжимающих) остаточных продольных напряжений по ширине полосы:

$$\delta \sigma_{\text{loct}} = E \left( \frac{\Delta h_{0y}}{h_0} - \frac{\Delta h_{1y}}{h_1} \right), \tag{20}$$

где *E* – модуль упругости материала прокатываемых полос.

Путем сравнения продольных сжимающих напряжений с их критической величиной проводится оценка формоизменения полосы (краевая, центральная, местная волнистость).

Измерения неравномерности удельных натяжений по ширине полос (0,8×1000; 1,0×1250; 1,5×1200; 2,0×1015 мм) после четвертой клети стана 1700 ОАО «Северсталь» показали, что они изменяются в диапазоне  $54 \le \delta \sigma_{1ocr} \le 150$  Н/мм<sup>2</sup> [3].

Далее, путем сравнения продольных сжимающих напряжений с их критической величиной, делается вывод о геометрической форме полосы.

В работе [7] рассматривается горячая прокатка толстого листа стали Ст3сп на реверсивном четырехвалковом стане 2300 ОАО «Мечел» типоразмером 6,0×1400; 7,0×1950; 16,0×1500; 16,0×1800 мм. Изменение поперечной деформации по ширине листа определяется в виде относительной разницы коэффициента вытяжки между средними и краевыми его участками. При прокатке толстолистовой стали опытным путем получено условие плоскостности:

$$\frac{\Delta\lambda_{y}}{\lambda} = \left|\frac{\lambda_{c} - \lambda_{\kappa p}}{\lambda_{\kappa p}}\right| \le 1, 7 \left(\frac{h}{B}\right)^{0.8},$$
(21)

где  $\lambda_c$  и  $\lambda_{kp}$  – коэффициент вытяжки по середине и краям листа; h и B – толщина и ширина переднего конца листа.

5. Если принимается условие равенства относительной поперечной разнотолщинности полосы на входе и выходе из валков ( $\Delta h_{0y}/h_0 = h_{1y}/h_1$ ), то о плоскостности полосы можно судить по изменению показателя  $\Delta \lambda_v/\lambda = \Delta h_{0v}/h_0 - \Delta h_{1v}/h_1 + \Delta \beta/\beta$  по ширине ленты.

Известно, что при прокатке лент  $(h_1/B \le 0,02)$  с уменьшением их ширины поперечная деформации и абсолютное уширение увеличивается. В работе [8] рассматривается прокатка ленты из стали 10, исходной толщиной  $h_0 = 3$  мм, шириной B = 80 мм, с относительным обжатием e = 30 %, с клиновидным профилем подката 0,005 – 0,006 мм в цилиндрических валках радиусом R = 200 мм. В результате опытов установлено, что уширение составило 0,82 %.

Таким образом, при наличии поперечной разнотолщинности на входе и выходе из валков, а также поперечной деформации для оценки дефекта (серповидности) формы необходимо пользоваться показателем  $\Delta\lambda_{\nu}/\lambda = \Delta h_{0\nu}/h_0 - \Delta h_{1\nu}/h_1 + \Delta\beta/\beta.$ 

6. Если принимается условие равенства относительной поперечной разнотолщинности полосы на входе и выходе из валков ( $\Delta h_{0y}/h_0 = h_{1y}/h_1$ ) и равенства продольной составляющей скорости металла в плоскости входа по ширине полосы ( $\Delta V_{0y} = 0$ ), то о плоскостности полосы можно судить по изменению показателя  $\Delta V_{1y}/V_1 = \Delta \beta/\beta$  по ширине полосы.

В заключении отметим, что для общего случая процесса прокатки листовой стали, для оценки плоскостности прокатываемых полос, листов и лент может быть использовано изменение показателя  $\Delta h_{0v}/h_0 - \Delta h_{1v}/h_1 - \Delta \beta/\beta + \Delta V_{0v}/V_0$  по ширине полосы.

**Выводы.** Проведенный анализ существующих методик контроля и оценки плоскостности листов, полос и лент, а также критерия плоскостности и отсутствия серповидности показал, что на практике показателем плоскостности полос принимается относительная неравномерность коэффициента вытяжки по ширине полосы или разность относительной поперечной разнотолщинности на входе и выходе из валков. Исследован новый кинематический критерий плоскостности и отсутствия

серповидности. Показано, что существующий деформационный критерий плоскостности является частным случаем кинематического. Показано, что для оценки плоскостности и отсутствия серповидности прокатываемых полос и лент могут быть использованы частные показатели, в том числе для лент – различие относительной поперечной разнотолщинности полосы на входе и выходе из валков и неравномерность поперечной деформации по ширине полосы  $\Delta h_{0\nu}/h_0 - \Delta h_{1\nu}/h_1 + \Delta \beta/\beta$ , различие относительной поперечной разнотолщинности полосы на входе и выходе из валков и равенства продольной составляющей скорости металла в плоскости входа по ширине полосы  $\Delta h_{0\nu}/h_0 - \Delta h_{1\nu}/h_1 + \Delta V_{0\nu}/V_0$ , которые могут быть использованы для оценки плоскостности и серповидности прокатываемых листов, полос и лент для различных случаев прокатки.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Суяров Д.И., Беняковский М.А. Качество тонких стальных листов М.: Металлургия, 1964. 236 с.
- Железнов Ю.Д. Прокатка ровных листов и полос. М.: Металлургия, 1971. 200 с.
- Настройка, стабилизация и контроль процесса тонколистовой прокатки / Григорян Г.Г., Железнов Ю.Д., Черный В.А. и др. – М.: Металлургия, 1975. – 368 с.
- Выдрин В.Н. В кн.: Теория и технология прокатки. Сб. науч. тр. Челябинского политех. ин-та. – Челябинск: изд. ЧПИ, 1972. № 102. С. 208 – 219.
- 5. Третьяков А.В., Зиновьев Е.Г., Зуев Б.П. и др. // Сталь. 1980. № 9. С. 628 – 631.
- Максимов Е.А., Шаталов Р.Л., Босхамджиев Н.Ш. Производство планшетных полос при прокатке. – М.: Теплотехник, 2008. – 336 с.
- 7. Дегтяренко В.К., Соколов В.А., Зуев С.А. // Сталь. 1979. № 11. С. 855.
- Салганик В.М., Песин А.М., Куницын Г.А. и др. – В кн.: Процессы и оборудование металлургического производства. Межрегиональный сб. науч. тр. – Магнитогорск: изд. МГТУ, 2009. № 9. С. 113 – 117.

© 2012 г. *Е.А. Максимов* Поступила 7 февраля 2011 г.

УДК 621.771.01

# А.В. Сатонин, С.С. Настоящая, В.А. Переходченко

Донбасская государственная машиностроительная академия (г. Краматорск)

# ДВУХМЕРНЫЙ АНАЛИЗ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ МЕТАЛЛА ПРИ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКЕ ОСОБО ТОНКИХ ЛИСТОВ И ПОЛОС

Одной из основных тенденций развития технологий и оборудования широкополосных станов горячей прокатки (ШСГП) является расширение сортамента и повышение качества готовой металлопродукции, в том числе и за счет производства высокоточных особо тонких горячекатаных полос толщиной менее 1,2 мм [1]. Вместе с тем, условия реализации, имеющие место в этом случае технологической схемы, обуславливают значительное повышение соотношения общей протяженности очага деформации  $l_d$  и средней толщины полосы  $h_{\rm cp}$  в послед-

них чистовых рабочих клетях, достигающего  $l_d/h_{cp} = 10$  и более. Отмеченное существенно видоизменяет схему напряженно-деформированного состояния металла и делает актуальным проведение соответствующих теоретических и экспериментальных исследований.

Теоретическое исследование напряженного, деформированного и кинематического состояний металла при горячей прокатке особо тонких полос было проведено на основе метода полей линий скольжения, позволяющего в полной мере учесть двухмерный характер пластического формоизменения и отличающегося высокой степенью своей информативности [2 - 5]. Непосредственное построение теоретических моделей очага деформации в виде полей характеристик в физической плоскости (рис. 1, *a*), в плоскости годографа скоростей (рис. 1, *б*), а также в плоскости напряжений (рис. 1, *в*, *г*)



Рис. 1. Поля характеристик в физической плоскости *XOY* (*a*); в плоскости годографа скоростей  $X_V O'Y_V$ , в плоскости деформаций  $X_\lambda O''Y_\lambda$  (*б*) и в плоскости напряжений для зон отставания (*в*) и опережения (*г*) применительно к процессу горячей прокатки относительно тонких полос  $(l_d/h_{cp} = 10,0; \alpha = 1,5^\circ; \mu_{or} = 0,4; \mu_{on} = 0,4; \sigma_1/2K_c = 0; \sigma_0/2K_c = 0,175)$ 

производили графически и численно с учетом свойств линий скольжения и количественных оценок граничных условий, определяемых характером сопряжения пластически формоизменяемого металла с жесткими средами. При этом, следуя специфике используемого метода и по аналогии с методиками, представленными в работах [2 – 5], в качестве основных допущений было принято следующее:

 пластическая деформация металла является двухмерной и установившейся во времени, при этом граничные условия на контактных поверхностях нижнего и верхнего рабочих валков эквиваленты;

– в качестве моделируемого объекта рассматривается жесткопластический материал, с учетом чего упругими деформациями прокатываемой полосы пренебрегали, а удвоенное значение сопротивления сдвигу ее металла ( $2K_c$ ) было принято постоянным, равным среднеинтегральной количественной оценке по всему объему зоны пластического формоизменения;

– контактные дуги рабочих валков в очаге деформации (рис. 1, *a*) заменены хордами *ad* и  $a^*d^*$  с углами  $\alpha$ наклона к горизонтали, равными половине соответствующих углов  $\alpha_0$  контакта;

– аналитические описания касательных контактных напряжений  $\tau_x$  подчиняются закону  $\tau_x = 2K_c\mu$  [2 – 5] пластического трения, при этом количественные оценки коэффициентов  $\mu_{or}$  и  $\mu_{on}$  пластического трения по длине соответственно зоны отставания  $L_{ab} = L_{a^*b^*} = L_{or}$  и зоны опережения  $L_{cs} = L_{c^*d^*} = L_{on}$  являются постоянными, с учетом чего постоянными, хотя и неравными между собой, являются распределения по длине указанных зон очага деформации и самих касательных контактных напряжений  $\tau_{xor} = 2K_c\mu_{or}$  и  $\tau_{xon} = 2K_c\mu_{on}$  (рис. 1, *a*).

С учетом принятых допущений и свойств линии скольжения собственно само построение математических моделей очага деформации процесса горячей прокатки относительно тонких полос было сведено к решению четвертой краевой задачи статически определимого плоского течения металла, отличительной особенностью которой является наличие линий скольжения и особых точек a и d поля характеристик в физической плоскости (рис. 1, a) и точки b' поля характеристик в плоскости годографа скоростей (рис. 1,  $\delta$ ), в которых характеристики образуют центрированные веера с центральными углами известной величины [3].

Дальнейшую проверку условий реализации теоретических моделей, полученных для различных по величине и варьируемых по сочетанию технологических и конструктивных параметров исследуемого процесса горячей прокатки, а также их количественный анализ, включающий построение полей характеристик в плоскостях деформаций и напряжений (рис. 1, *в*, *г*), производили в полном соответствии с методиками, представленными в работах [2 – 5].

Результаты анализа (рис. 2) показали, что в самом общем случае условий реализации процесса горячей

прокатки особо тонких полос и напряженное (рис. 1, *в*, *г* и 2, *a*, *б*), и кинематическое (рис. 1, *б* и 2, *в*), и деформированное (рис. 1, *б* и 2, *г*) состояния металла отличаются от однородного как по длине, так и по толщине зоны пластического формоизменения. При этом с увеличением коэффициентов  $\mu_{or}$  и  $\mu_{on}$  показатели степени указанных выше неоднородностей возрастают. Ее увеличение по длине зоны пластического формоизменения максимальных уровней приведенных значений гидростатических  $\sigma_r/K_c$  и нормальных осевых  $\sigma_y/K_c$ ,  $\sigma_x/K_c$  напряжений в районе зоны прилипания, имеет место и при увеличении геометрического параметра очага деформации  $l_d/h_{cp}$  (рис. 2, *a*, *б*).

С точки зрения кинематики пластического течения следует указать на то, что текущие значения скоростей  $V_{xj}$  перемещения металла по линиям тока, совпадающим с контактными поверхностями ( $y_j = \pm h_x/2$ ), в рамках зоны отставания несколько превышают, а в рамках зоны опережения несколько ниже аналогичных показателей для линии тока по оси прокатываемой полосы ( $y_j = 0$ ) (рис. 2,  $\varepsilon$ ). При этом с увеличением коэффициентов пластического трения рассматриваемая степень несоответствия распределений скоростей по высоте сечений очага деформации возрастает, однако ее количественная оценка в относительном измерении не превышает  $\pm 8$  %.

Неоднородным по толщине зоны пластического формоизменения металла является и его деформированное состояние, характеризуемое текущими и результирующими значениями степени деформации сдвига  $\Lambda_{xi}$  [5]. В частности, параметр  $\Lambda_{1i}$  = 1,072 для линии тока по оси полосы ( $y_i = 0$ ) в рассматриваемом случае (рис. 1, 2), а для линий тока, совпадающих с контактными поверхностями ( $y_i = \pm h_x/2$ ) – величина  $\Lambda_{1i} = 1,788$ (рис. 2, г), то есть степень неоднородности в ее количественном измерении составила 1,780/1,072 = 1,668. Учитывая же, что по оси полосы при симметричных условиях реализации процесса прокатки пластическая деформация металла является монотонной [5], можно говорить о соответствующей количественной оценке коэффициента К<sub>л1</sub> немонотонности деформации для линий тока, совпадающих с контактными поверхностями. При этом основными определяющими факторами с точки зрения и текущих, и результирующих показателей степени неоднородности и немонотонности деформации металла являются коэффициенты  $\mu_{or}$  и  $\mu_{on}$ , с увеличением которых количественные оценки немонотонности деформации интенсивно возрастают, особенно в диапазоне  $\mu > 0.35$ .

В целом, несмотря на выявленную неоднородность распределений всех основных показателей напряженно-деформированного состояния металла, результаты анализа представленных (рис. 1) и аналогичных им двухмерных теоретических моделей очага деформации показали, что при горячей прокатке особо тонких



Рис. 2. Расчетные распределения приведенных значений нормальных осевых  $\sigma_x/K_c$ ,  $\sigma_y/K_c$ , и гидростатических  $\sigma_r/K_c$  напряжений по длине линий тока на контактной поверхности (*a*) и по оси (*б*) прокатываемой полосы; приведенного значения осевой составляющей скорости  $V_{y_i}/V_0$  перемещения (*в*) и степени деформации сдвига (*г*) по длине линии тока на контактной поверхности и по оси прокатываемой полосы

и тончайших полос, то есть при выполнении условия  $l_d/h_{\rm cp} > 6,0$ , интенсивности изменений нормальных осевых напряжений  $\sigma_y$  составляющей и скоростей пластического течения  $V_x$  по высоте сечений зоны пластического формоизменения являются крайне незначительными (рис. 3). В частности, в рамках рассмотренного примера (рис. 1, 2) относительная разность среднеинтегральных по длине линий тока на контактной поверхности  $(y_j/h_x = \pm 0,5)$  и по оси  $(y_j/h_x = 0)$  прокатываемой полосы значений приведенных нормальных осевых напряжений  $\sigma_{yej}/K_c$  составила  $\delta\sigma_{yc} = 1,35$ % (рис. 3, *a*). Аналогичные показатели для соответствующих среднеинтегральных значений приведенных скоростей перемещения  $V_{xej}/V_{xc}$  составили  $\delta V_{xc} = 8$ % по длине зоны

отставания и  $\delta V_{xc} = -7,8$  % по длине зоны опережения (рис. 3,  $\delta$ ). По длине же всей зоны пластического формоизменения количественная оценка исследуемого относительного показателя степени кинематической неоднородности по абсолютной величине не превысила 1 %.

Отмеченное подтверждает правомерность использования в рамках численных математических моделей процесса горячей прокатки особо тонких полос допущений об однородных распределениях по высоте каждого отдельного поперечного сечения очага деформации  $\sigma_{yj} = \sigma_y$  нормальных осевых напряжений и скоростей  $V_{xj} = V_x$  перемещения, то есть использование гипотезы плоских сечений с точки зрения кинематики



Рис. 3. Расчетные распределения по толщине прокатываемой полосы среднеинтегральных по длине соответствующих линий тока приведенных значений основных компонент напряженного состояния (*a*) и скоростей перемещения (*б*) пластически формоизменяемого металла

УДК 669.781:536.7

#### В.И. Бердников, Ю.А. Гудим

ООО «Технология металлов» Южно-Уральский государственный университет

# АНАЛИЗ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОНДЕНСИРОВАННЫХ КАРБИДОВ

Выплавка ферросплавов углеродотермическим методом непременно сопровождается образованием в металлической ванне карбидных химических соединений типа  $Me_mC_l$ , где Me и С – символы соответствующего металлического элемента и углерода; m, l – стехиометрические коэффициенты.

Изучение таких процессов методом многокомпонентного термодинамического анализа [1] требует обязательного учета термодинамического равновесия между пластического формоизменения металла является в этом случае вполне обоснованным и в количественном, и в качественном отношениях.

Выводы. Выполненный на основе численной интерпретации метода полей линий скольжения двухмерный анализ механизма формирования напряженного, деформированного и кинематического состояний металла при горячей прокатке особо тонких  $(l_d/h_{cp} > 6)$  полос позволил установить, что степени неоднородности и распределений по толщине нормальных осевых напряжений σ, и осевой составляющей скорости V, пластического течения не превышают 8 %, в то время как относительное изменение нормальных осевых напряжений о,, обусловленное дополнительным влиянием касательных компонент девиатора напряжения т, является значимым и может достигать 25 % и более. Значительным в этом случае является влияние характера распределения граничных условий по длине зоны пластического формоизменения металла.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Коновалов Ю.В. В кн.: Справочник прокатчика. Производство горячекатаных листов и полос: В 2-х кн. Кн. 1. М.: Теплотехник, 2008. – 640 с.
- Хилл Р. Математическая теория пластичности. М.: Гостехтеорлитиздат, 1956. – 407 с.
- **3.** Томленов А.Д. Теория пластического формоизменения металлов. М.: Металлургия, 1972. 408 с.
- **4.** Соколовский В.В. Теория пластичности. М.: Высшая Школа, 1968. 608 с.
- Потапкин В.Ф. Вкн.: Удосконалення процесів та обладнання обробки тиском в металургії і машинобудуванні. – Краматорськ: ДДМА. 2002. С. 145 – 165.

© 2012 г. А.В. Сатонин, С.С. Настоящая, В.А. Переходченко Поступила 26 сентября 2011 г.

металлической и газовой фазами в соответствии с химическими реакциями

$$Me_m C_{l(\kappa)} = Me_m C_{l(\Gamma)}; \tag{1}$$

$$Me_m C_{l(r)} = mMe_{(r)} + lC_{(r)}.$$
 (2)

Здесь и далее индексы «к» и «г» – символы конденсированного и газообразного состояния компонента. Газообразные карбиды в металлургических процессах образуются в крайне малых количествах, и их свойства до сих пор малоизучены. Достоверные термодинамические данные установлены [2, 3] только для газообразного карбида кремния. Поэтому в расчетной практике обычно учитывают только суммарный результат реакций (1) и (2), то есть реакцию

$$Me_m C_{l(\kappa)} = mMe_{(\Gamma)} + lC_{(\Gamma)}, \qquad (3)$$

именуемую реакцией атомизации [4] или реакцией парообразования карбидов.

Изменение энергии Гиббса  $\Delta G$  при прохождении реакции (3) может быть наиболее точно рассчитано по методу [2-4] с использованием зависимостей

$$\Delta_r G(T) = \Delta_r H(0) - T \Delta_r \Phi(T), \tag{4}$$

где  $\Delta_r H(0) = \Delta_r H(298,15) - \Delta_r [H(298,15) - H(0)];$   $\Delta_r \Phi(T) = (k_0 + k_1 \ln z + k_2/z^2 + k_3/z + k_4 z + k_5 z^2 + k_6 z^3)_r;$   $z = 10^{-4} T; \Delta H$  – изменение энтальпии; r – указатель суммирования по членам уравнения (3);  $\Delta \Phi$  – изменение приведенного термодинамического потенциала; T – абсолютная температура;  $k_i$  – коэффициенты аппроксимирующего семичленного полинома специального типа.

Таким образом, для вычисления величины  $\Delta G$  необходима справочная информация по трем параметрам для каждого компонента химической реакции:



Температурная зависимость энергии атомизации карбидов  $\Delta g = f(T)$ : l - 24 – номер компонента в табл. 1

Ф, H(298,15) и H(298,15) - H(0). А целью получения численных значений  $\Delta G$  одного порядка для всех карбидов далее используется следующая приведенная характеристика:

$$\Delta g = \frac{\Delta G}{m+l} = \frac{\Delta G}{n},\tag{5}$$

то есть изменение энергии Гиббса, отнесенное к числу атомов *n*, содержащихся в карбидном соединении.

В табл. 1 приведены расчетные величины параметра  $\Delta g$  для 24 карбидных соединений, содержащихся в базе данных Тегга [3]. Карбидные соединения расположены в табл. 1 в порядке убывания температур их кипения ( $T_{\rm кип}$ ), при которых величина  $\Delta g$  принимает нулевое значение. Пять расчетных температур выбраны в области 298,15 – 2000 К, то есть в «металлургическом» диапазоне температур.

В целом, описанный выше метод приведенных термодинамических потенциалов гарантирует высокую точность определения величины  $\Delta g$ , однако он является не очень удобным для выполнения как ручных, так и машинных расчетов. Дело в том, что искомые функции  $\Delta g = f(T)$ , имеющие также форму полиномов специального типа, в полном интервале температур состоят из двух – четырех «отрезков», причем разной длины для различных карбидов, и не всегда хорошо «стыкующихся» на своих границах. Поэтому для оперативного и наглядного анализа термодинамических свойств карбидов желательно получить более простые и однотипные расчетные функции  $\Delta g = f(T)$  для всего рабочего диапазона температур.

Обычно применяемые для этой цели линейные аппроксимации типа  $\Delta G = A + BT$  не решают проблему, ввиду значительной потери точности. Следовательно, нужно использовать, как минимум, квадратичные зависимости типа  $\Delta g = a + bT + cT^2$ . Определение коэффициентов a, b, c в этих зависимостях методом наименьших квадратов приведет к утрате их физического смысла. Целесообразней будет определять их интерполяционным методом по трем узловым точкам, например, при температурах 298,15, 1000 и 2000 К. В этом случае в качестве коэффициентов а будут использоваться «стандартные» значения  $\Delta g_{298,15}$ , коэффициенты bполучат смысл первых производных величины  $\Delta g$  в начальной точке T = 298,15 K, а коэффициенты c – вторых производных. Аналогичными будут и геометрические интерпретации коэффициентов: а – ординаты начальной точки, *b* – углы наклона расчетных линий в начальной точке, с – характеристики кривизны расчетных линий.

Таким образом, интерполяционные уравнения получат вид

$$\Delta g(T) = \Delta g_{298\,25} + bt + ct^2, \tag{6}$$

где  $t = 10^{-3}(T - 298, 15).$ 

#### Таблица 1

Термодинамические характеристики атомизации конденсированных карбидов

Номер	Карбид		Δg, кД	[ж/моль, пј	эи <i>Т</i> , К		Т <sub>кип</sub> ,	<i>Т</i> <sub>кип</sub> , К полинома (6)			Погрешность расчета величины Δg, кДж/моль,	
						1	K			при <i>T</i> , К		
		298,15	500	1000	1500	2000		b	С	500	1500	
1	TaC	777,9	747,0	671,7	596,6	522,4	5796	-152,1	1,177	-0,2	0,1	
2	W <sub>2</sub> C	773,8	743,0	667,5	590,4	512,7	5537	-150,0	-1,985	-0,4	-0,2	
3	WC	761,9	430,6	653,9	576,3	498,4	5457	-153,3	-0,900	-0,3	0	
4	NbC	745,1	713,2	634,5	556,5	479,3	5313	-158,4	1,347	0,1	-0,1	
5	Nb <sub>2</sub> C	740,5	708,8	629,8	551,4	473,8	5252	-158,3	0,953	0,2	-0,2	
6	HfC	729,1	697,9	621,6	546,1	471,0	5244	-154,3	1,541	-0,2	0,2	
7	ZrC	716,1	684,9	607,6	530,9	454,6	5100	-155,2	0,927	0,1	0	
8	Mo <sub>2</sub> C	647,9	617,1	542,1	468,8	397,2	5021	-153,2	3,459	-0,1	0	
9	$Mo_3C_2$	649,8	618,8	544,1	471,3	400,2	4900	-153,4	3,971	-0,2	0,2	
10	TiC	636,4	603,9	525,0	447,5	371,0	4604	-160,6	2,721	-0,1	0,2	
11	CaC <sub>2</sub>	515,8	489,5	425,2	361,8	295,4	4583	-128,8	-0,431	-0,3	1,4	
12	VC	622,3	589,7	509,8	430,9	353,3	4539	-162,0	2,298	0	-0,1	
13	$B_4C$	565,0	533,9	457,3	381,3	306,2	4131	-154,5	1,421	0	-0,1	
14	SrC	574,3	542,3	463,4	385,4	308,2	4102	-159,1	1,612	0	0	
15	$Cr_3C_2$	497,0	466,4	392,2	320,3	250,5	3975	-152,3	4,421	0	0,1	
16	MgC <sub>2</sub>	457,5	429,5	361,5	294,8	229,1	3800	-138,6	2,586	-0,1	0,1	
17	Fe <sub>3</sub> C	440,1	410,5	340,8	272,9	210,9	3784	-146,3	6,847	-0,3	-1,3	
18	Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	463,9	433,6	360,5	289,7	221,0	3740	-150,6	4,660	0,1	0,1	
19	Mg <sub>2</sub> C <sub>3</sub>	433,8	406,3	339,6	274,2	209,9	3681	-136,0	2,588	-0,1	0,1	
20	Be <sub>2</sub> C	452,8	424,5	353,3	281,6	210,3	3660	-141,1	-0,781	0,3	-0,4	
21	$Al_4C_3$	480,7	450,5	376,0	302,8	230,6	3654	-150,8	2,244	0,1	0,1	
22	$Cr_{23}C_6$	429,5	399,1	326,1	255,4	177,8	3341	-147,1	-0,481	-0,7	3,4	
23	$Mn_7C_3$	379,6	350,1	278,7	209,9	142,8	3244	-147,0	4,635	0	0,3	
24	Mn <sub>3</sub> C	347,4	318,2	248,0	180,2	114,2	2890	-144,8	4,607	-0,1	0,3	
	5		Средни	е значения	и предель	і доверите	льных инт	ервалов				
Δ	g	576,6	546,2	472,1	399,1	326,7	_	-	_	-0,1	0,2	
,	с <u>ер</u> С <sub>ат</sub>	_	_	-	-	-	_	-150	2,1	_	_	
Дисперси	ия $\sigma^2$			1	I			65	4,6	0,04	0,6	
Среднеки	вадратично	е отклонен	иеσ					8	2.1	0.2	0.8	
Ловерите	Ловерительный интервал (95 %): верхний прелед Ло + 25							_	_	0.3	1.8	
· · · F	$\frac{1}{r} + 2\sigma$								6,3	_	_	
			нижни		_	_	-0,5	-1,4				
					-166	-2,1	-	_				
										1	1	

Масштабный множитель  $10^{-3}$  принят с целью более удобной записи коэффициентов *b* и *c*. Эти коэффициенты для каждого карбида рассчитываются по формулам

$$b = -2,0124 \Delta g_{298,25} + 2,42481 \Delta g_{1000} - 0,4124 \Delta g_{2000};$$
(7)

$$c = 0.83721 \Delta g_{298,25} - 1.42481 \Delta g_{1000} + 0.5876 \Delta g_{2000}.$$
 (8)

Численные значения коэффициентов приведены в табл. 1. Очевидно, что при температурах 298,15; 1000 и 2000 К расчетные значения  $\Delta g$  будут иметь точные значения, а при «межузловых» температурах 500 и 1500 К возникает, так называемая, интерполяционная погрешность, величину которой можно считать приемлемой, практически, для всех компонентов.

Таблица 2

Te	рмодинамические ха	рактеристики	і атомизации	конденсированн	ых химических	<b>элементов</b>
		part opnor inter		non gener postin	Dist interest in the second	

Номер	Элемент	Δ <i>G</i> , кДж/моль, при <i>T</i> , К					<i>Т</i> <sub>кип</sub> , К	<i>Т</i> <sub>кип</sub> , Коэффициенты полинома (6)		Погрешность расчета величины ΔG, кДж/моль, при T, К	
		298,15	500	1000	1500	2000		b	с	500	1500
1	W	809,2	780,8	709,5	635,1	559,3	5970	-138,7	-4,802	-0,2	-0,5
2	Та	739,7	711,0	641,1	571,3	500,7	5796	-140,7	0,114	-0,4	0,4
3	Nb	678,5	647,9	571,6	495,8	420,9	5136	-152,9	0,887	0,2	-0,2
4	С	671,6	640,1	560,8	481,7	402,9	4611	-157,7	-0,081	0,4	-0,3
5	Мо	611,9	581,2	506,8	434,4	350,0	4912	-146,8	-4,184	-0,9	4,9
6	Hf	579,7	551,0	481,9	414,1	347,3	4973	-141,3	2,800	-0,2	0,2
7	Zr	556,9	528,1	456,9	385,9	314,3	4630	-142,4	-0,080	-0,1	0,3
8	В	521,2	491,0	415,8	341,3	267,3	4189	-150,7	0,910	0,2	-0,1
9	V	471,6	440,6	364,6	290,3	218,3	3676	-154,9	3,542	0,1	-0,3
10	Ti	429,2	399,4	319,7	254,6	190,9	3644	-167,3	15,99	3,3	3,3
11	Si	405,6	375,4	301,7	229,3	158,1	3613	-149,9	2,609	0	0,1
12	Fe	370,3	342,2	276,3	199,5	140,0	3135	-132,0	-1,968	-1,4	-9,4
13	Cr	352,9	322,0	249,0	178,9	110,2	2957	-151,8	5,375	-0,5	0,6
14	Al	289,1	261,9	197,2	140,3	85,21	2798	-138,7	11,11	0,3	1,8
15	Be	286,3	260,5	197,3	135,8	80,05	2744	-130,6	5,517	0,4	-1,5
16	Mn	245,6	215,7	147,9	85,5	34,43	2358	-149,9	15,16	-0,3	-1,8
17	Ca	144,1	121,5	68,89	21,3	-19,74	1786	-114,7	10,86	0,2	-0,6
18	Mg	112,6	89,5	34,42	-12,2	-66,67	1368	-115,7	6,060	0	5,4
			Средни	е значения	и предель	і доверите.	льных инт	ервалов			
Δ	G <sub>cp</sub>	459,8	431,1	361,2	293,5	227,4	-	-	-	0,1	0,1
х	cp	_	_	_	_	-	-	-143	3,9	-	_
Дисперси	ия $\sigma^2$							184	37	0,8	9,6
Среднеки	вадратично	е отклонен	ие о					13,5	6,1	0,9	3,1
Доверите	Доверительный интервал (95 %): верхний предел $\Delta G_{cn}$ + 2 $\sigma$								-	1,9	6,3
					-116	16,1	_	_			
			нижни	й предел $\Delta$	$G_{\rm cp} - 2\sigma$			_		-1,7	-6,1
$x_{\rm cp} - 2\sigma$								-170	-8,3	-	-

Из табл. 1 также следует, что дисперсия расчетных значений коэффициентов b и c невелика, следовательно формула (6) отражает общую закономерность поведения карбидов в процессе реакции атомизации. Но значения коэффициента b для карбида  $CaC_2$  и коэффициента c для карбида  $Fe_3C$  выходят за пределы доверительных интервалов. Приведенный на рисунке график подтверждает этот факт – угол наклона линии 11 заметно отличается от угла наклона остальных линий, а линия 17 изменяет угол наклона при температуре выше 1000 К. Наличие таких отклонений может свидетельствовать об определенных погрешностях при проведении экспериментальных определений термодинамических свойств карбидов. В частности, информация о свойствах карбидов  $CaC_2$  и Fe<sub>3</sub>C основывается, главным образом, на результатах давнего исследования [7], и позже она, фактически, не перепроверялась.

Указанные особенности карбидных соединений в равной мере присущи и термодинамическим свойствам самих химических элементов, образующих эти соединения. В табл. 2 приводятся значения изменения энергии Гиббса  $\Delta g$  (или  $\Delta G$ , поскольку n = 1) для реакций атомизации химических элементов

$$Me_{(\kappa)} = Me_{(\Gamma)}; C_{(\kappa)} = C_{(\Gamma)}$$
 (9)

с использованием также базы данных [3].

Рассчитанные по формулам (7), (8) коэффициенты b

и *с* имеют порядок величины тот же, что для карбидов, но большую величину дисперсии. Причем значительные отклонения наблюдаются для тех элементов, которые входят в состав «проблемных» карбидов, а именно:

кальций имеет пониженную величину коэффициента b;

железо имеет повышенную интерполяционную погрешность при 1500 К;

 углерод имеет пониженную величину температуры кипения (для сравнения: в справочном издании
 указано значение 4718 К, а в базах данных [8, 9] – 5100 К); для остальных химических элементов подобные различия величин  $T_{\rm кип}$  не превышают 100 К).

Однотипная методика обработки данных для карбидов и элементов позволяет также и для химических реакций типа

$$Me_m C_{l(\kappa)} = mMe_{(\kappa)} + lC_{(\kappa)}, \qquad (10)$$

именуемых в работах [5, 6] реакциями фрагментации карбидов, относительно просто вычислить изменение энергии Гиббса

Таблица З

Номер	Карбил	Ра	асчетные знач	Коэффициенты полинома (6)				
P		298,15	500	1000	1500	2000	Ь	С
1	TaC	72,25	71,70	70,76	70,39	70,60	-2,944	1,161
2	$W_2C$	10,46	9,50	7,55	6,21	5,50	-5,029	1,243
3	WC	21,50	20,52	18,65	17,54	17,20	-5,149	1,541
4	NbC	70,05	69,46	68,32	67,65	67,45	-3,134	0,944
5	Nb <sub>2</sub> C	64,30	63,53	61,78	60,21	58,84	-3,868	0,389
6	HfC	103,50	102,50	100,20	97,96	95,83	-4,786	0,182
7	ZrC	101,90	100,90	98,76	97,16	96,06	-5,116	1,008
8	Mo <sub>2</sub> C	16,10	15,80	17,26	21,85	29,59	-2,756	6,275
9	Mo <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	14,02	13,83	15,64	20,71	29,04	-2,260	6,514
10	TiC	86,00	86,18	84,78	80,77	74,14	1,936	-5,234
11	CaC <sub>2</sub>	20,02	22,80	28,30	31,81	33,31	14,610	-3,997
12	VC	50,70	49,58	16,99	44,69	42,67	-5,684	0,568
13	$B_4C$	13,72	13,27	12,40	11,89	11,73	-2,378	0,709
14	SrC	35,70	34,65	32,17	29,85	27,72	-5,280	0,348
15	Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	16,62	17,04	18,50	20,58	23,28	1,823	1,228
16	MgC <sub>2</sub>	-27,79	-26,73	-23,89	-20,75	-17,30	5,108	0,620
17	Fe <sub>3</sub> C	-5,53	-6,77	-6,94	-2,93	5,24	-7,872	8,343
18	Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	15,39	16,02	17,89	20,22	23,02	2,912	0,922
19	$Mg_2C_3$	-14,20	-13,19	-10,63	-7,96	-5,18	4,936	0,213
20	Be <sub>2</sub> C	38,08	37,59	34,83	29,84	22,65	-1,526	-4,432
21	$Al_4C_3$	27,66	26,70	22,91	17,07	9,20	-3,919	-4,070
22	$Cr_{23}C_6$	10,66	11,66	12,47	10,92	7,00	5,896	-4,727
23	$Mn_7C_3$	6,20	7,01	6,93	3,86	-2,18	0,254	1,112
24	Mn <sub>3</sub> C	-4,70	-3,56	-3,12	-6,04	-12,33	6,991	-6,743
Средние значения и пределы доверительных интервалов								
Δg" <sub>cp</sub> 30,94 30,83 30,52 30,15							—	—
<i>x</i>	cp	_	—	—	—	-	-0,7	0,2
Отношение 100	$D \cdot \Delta g'_{\rm cp} / \Delta g_{\rm cp}, \%$	5,4	5,6	6,5	7,6	9,1	_	-
Дисперсия σ <sup>2</sup>	I					-	28	14
Среднеквадрат	ичное отклонени	ие о				-	5,3	3,7
Доверительный	й интервал (95 %	<ul><li>b): верхний пр</li></ul>	редел $x_{cp} + 2\sigma$			-	9,9	7,6
		-	-11,3	-7,2				

Термодинамические характеристики фрагментации конденсированных карбидов

$$\Delta g' = \Delta g - (m/n) \Delta G_{Me} - (l/n) \Delta G_{C}.$$
 (11)

Результаты расчета этой характеристики (табл. 3) подтверждают ранее установленную особенность [5, 6] – изменение энергии Гиббса в реакциях фрагментации карбидов обычно не превышает 10 % от изменения ее в реакциях атомизации. Температурная зависимость  $\Delta g' = f(T)$  для отдельных карбидов не имеет определенного типа, но в среднем для всех карбидов ее можно считать не зависящей от температуры. Зафиксированные выше отклонения свойств карбидов СаС<sub>2</sub> и Fe<sub>3</sub>C здесь также сохраняются.

Представляет интерес сопоставить термодинамические характеристики реакций (11) с характеристиками обратных им реакций типа

$$mMe_{(\kappa)} + lC_{(\kappa)} = Me_mC_{l(\kappa)}, \qquad (12)$$

именуемых реакциями образования конденсированных карбидов из простых веществ. В этом случае изменение энергии Гиббса обычно определяют по формуле  $\Delta G'' = \Delta H^\circ - \Delta S^\circ T$ , где  $\Delta H^\circ$  и  $\Delta S^\circ$  – соответственно, табличные данные изменения энтальпии и энтропии при протекании реакций (12) в стандартных условиях (при T = 298,15 K). Принимая  $\Delta g'' = \Delta G''/n$ ,  $\Delta h^\circ = \Delta H^\circ/n$  и  $\Delta s^\circ = \Delta S^\circ/n$ , определим

$$\Delta g^{\prime\prime} = \Delta h^{\circ} - \Delta s^{\circ} T. \tag{13}$$

Используя приведенные в базе данных [3] значения  $\Delta H^{\circ}$  и  $\Delta S^{\circ}$  (они в основном совпадают с данными в других справочных изданиях), получим расчетные значения  $\Delta g''$  для температур 298,15; 1000 и 2000 К среднее значение составило –30,66; –29,80 и – 28,59 кДж/моль соответственно (табл. 4). Поскольку ранее при этих

Таблица 4

#### Термодинамические характеристики конденсированных карбидов при образовании их из простых веществ

Номер	Карбид	Δh°, кДж/моль	∆s°, Дж/(моль∙К) -	Расчетные значения Δg'', кДж/моль, при T, К				
				298,15	1000	2000		
1	TaC	-72,05	2,45	-71,32	-69,60	-67,16		
2	W <sub>2</sub> C	-8,80	2,34	-8,10	-6,46	-4,12		
3	WC	-20,30	3,12	-19,37	-17,19	-14,07		
4	NbC	-70,29	3,31	-69,31	-66,98	-63,68		
5	Nb <sub>2</sub> C	-64,99	3,77	-63,86	-61,22	-57,45		
6	HfC	-104,18	4,97	-102,70	-99,21	-94,25		
7	ZrC	-103,35	5,71	-101,65	-97,64	-91,93		
8	Mo <sub>2</sub> C	-15,33	-1,03	-15,64	-16,36	-17,39		
9	Mo <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	-12,80	-1,16	-13,15	-13,96	-15,12		
10	TiC	-86,60	6,11	-84,78	-80,49	-74,38		
11	CaC <sub>2</sub>	-19,80	-5,74	-21,51	-25,54	-31,28		
12	VC	-50,94	4,72	-49,53	-46,22	-41,51		
13	$B_4C$	-12,40	0,45	-12,27	-11,95	-11,51		
14	SrC	-35,95	4,03	-34,75	-31,92	-27,89		
15	Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	-16,40	-0,64	-16,59	-17,04	-17,67		
16	MgC <sub>2</sub>	29,33	-3,28	28,36	26,05	22,77		
17	Fe <sub>3</sub> C	6,28	-5,17	4,74	1,11	-4,06		
18	Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	-14,60	-1,89	-15,16	-16,49	-18,37		
19	$Mg_2C_3$	15,90	-3,48	14,86	12,42	8,93		
20	Be <sub>2</sub> C	-38,99	2,81	-38,15	-36,18	-33,37		
21	$Al_4C_3$	-29,56	5,95	-27,78	-23,60	-17,65		
22	$Cr_{23}C_6$	-10,17	-1,16	-10,52	-11,33	-12,50		
23	Mn <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	-9,87	2,32	-9,18	-7,55	-5,22		
24	Mn <sub>3</sub> C	1,41	0,70	1,62	2,11	2,81		

температурах значения  $\Delta g'$  вычислялись точно, то сравнение значений  $\Delta g'$  с соответствующими значениями ( $-\Delta g''$ ) однозначно определяет погрешность указанного расчетного метода. Вычисленная средняя погрешность по формуле  $100 \cdot [\Delta g'_{cp} - (-\Delta g''_{cp})]/\Delta g'_{cp}$  оказалась достаточно высокой: 0,9 % при 298,15 К; 2,4 % при 1000 К и 4,0 % при 2000 К, (табл. 4). Отсюда следует, что формулу (13) корректно применять лишь для отдельных карбидов (Nb<sub>2</sub>C, HfC, VC, B<sub>4</sub>C, SiC).

Однако недостаточно ясно, почему погрешность, равная в среднем 0,4 %, возникает при исходной температуре 298,15 К. По мнению И.С. Куликова [4] справочные данные  $\Delta H^{\circ}$  и  $\Delta S^{\circ}$  приводятся по существу усреднено для некоторого интервала температур. В этом случае расчетная погрешность минимизируется, но распространяется на весь исследуемый интервал, включая исходную точку.

**Выводы.** Термодинамические данные для конденсированных карбидов в диапазоне температур 298,15 – 2000 К, полученные наиболее точным методом приведенных термодинамических потенциалов, оказались недостаточно удобными в практическом применении. Поэтому используемые для аппроксимации термодинамических функций семичленные полиномы специального типа в процессе анализа были заменены трехчленными интерполяционными полиномами второго порядка. Такой прием позволил в более наглядной форме получить информацию об участии карбидов в характерных химических реакциях и выявить возможные погрешности в экспериментальном определении их термодинамических свойств. Использование для этих целей двучленных полиномов с температурной зависимостью линейного типа не обеспечило требуемой точности расчетов в указанном диапазоне температур.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Термодинамические и теплофизические свойства продуктов сгорания / В.Е. Алемасов, А.Ф. Дрегалин, А.П. Тишин, В.А. Худяков. Т. 1.– М.: ВИНИТИ, 1972. – 266 с.
- Термодинамические свойства индивидуальных веществ. Справ. издание в 4-х томах / Под ред. В.П. Глушко. – М.: Наука, 1978 – 1983.
- **3.** База данных «Тегга 2.9» / Б.Г. Трусов М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2006.
- Куликов И.С. Термическая диссоциация соединений. М.: Металлургия, 1966. – 250 с.
- Бердников В.И., Гудим Ю.А., Картелёва М.И. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2009. № 2. С. 21 – 27.
- Бердников В.И., Гудим Ю.А., Картелёва М.И. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2010. № 4. С. 3 – 7.
- Эллиот Д.Ф., Глейзер М., Рамакришна В. Термохимия сталеплавильных процессов. – М.: Металлургия, 1969. – 328 с.
- 8. База данных «Table 3.40» / К. Поляков. Электронный ресурс http://www.chemtable.com, 2002.
- База данных «HSCChemistry 5.1» /AnttiRoine Pori (Finland): OutokumpuResearchOy, InformationService, 2002.

© 2012 г. В.И. Бердников, Ю.А. Гудим Поступила 22 ноября 2011 г.

#### П.А. Лыков, В.Е. Рощин, Е.И. Воробьев

Южно-Уральский государственный университет (г. Челябинск)

# ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ РАСПЫЛЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ РАСПЛАВОВ НА ГРАНУЛОМЕТРИЧЕСКИЙ СОСТАВ ПОРОШКА И ФОРМУ ЕГО ЧАСТИЦ

В последнее время в России все большее распространение приобретает метод получения деталей послойным лазерным сплавлением металлических порошков. Метод позволяет получать детали со сложнейшей геометрией, при этом за счет исключения последующей обработки использовать практически 100 % материала. Диапазон сплавов, используемых для получения деталей рассматриваемым способом, пока еще недостаточно широк. Кроме того, оборудование для лазерного сплавления и расходные материалы на сегодняшний день, как правило, поставляются зарубежными производителями.

В связи с этим в Южно-Уральском государственном университете разработана установка УРМ-001 распыления металлов, предназначенная для получения дисперсных металлических порошков размером порядка 50 мкм.

Принцип работы установки заключается в следующем: в плавильной печи осуществляют выплавку металла с перегревом на 200 – 250 °C выше температуры плавления и выполняют последующий ударный наддув герметичной рабочей полости печи сжатым газом, который вытесняет расплав по каналу подачи жидкого металла в распылительную форсунку (рис. 1). В качестве распыляющего газа используют воздух или аргон. При истечении газа из форсунки через кольцевой канал формируется кольцевая сходящаяся газодинамическая струя с дозвуковой или сверхзвуковой скоростью, которая взаимодействует с расплавом, подаваемым в центральную часть струи. В результате динамического контакта с газовым потоком происходит распыление расплава на капли размером менее 50 мкм.

Одними из основных требований, предъявляемых к металлическим порошкам, являются гранулометрический состав и форма частиц. Поэтому необходимо оценить влияние технологических параметров на процесс распыления.

Основными критериями, по которым можно заранее оценить характеристики получаемых порошков, являются отношения времени дробления капли к продолжительности охлаждения металла до застывания. В настоящей работе проведена оценка этих параметров и произведена проверка расчетов экспериментами.

В качестве распыляемых материалов использовали медь (99,9 %) и чугун марки СЧ-15.

Исходные данные: энергоноситель – воздух при температуре T = 298 К и при абсолютном давлении

P = 5 атм. в камере; диаметр  $d_{\rm k}$  получаемых частиц 50 мкм; диаметр D канала подачи жидкого металла 0,0045 м; коэффициент поверхностного натяжения при температуре 1200 °C [1] для чугуна  $\sigma_{\rm чуr} = 0,9$  H/м, для меди  $\sigma_{\rm Cu} = 1,166$  H/м; плотность воздуха принимаем  $\rho_{\rm B} = 1,293$  кг/м<sup>3</sup>; плотность металлов принимаем: для чугуна  $\rho_{\rm чyr} = 7000$  кг/м<sup>3</sup>, для меди  $\rho_{\rm Cu} = 8920$  кг/м<sup>3</sup>.

#### Время дробления капли

Расчеты дробления струи металла проводили согласно методике, описанной в работе [2].

Определим критическую скорость  $W_{\kappa p}^{d_{\kappa}}$  дутья, необходимую для получения частиц заданного диаметра  $d_{\kappa} = 50$  мкм:

$$W_{\kappa p}^{d_{\kappa}} = \sqrt{\frac{\mathrm{We}_{\kappa p} \sigma_{Me}}{c_{f} \rho_{r} d_{\kappa}}}, \qquad (1)$$

где We<sub>кр</sub> = 16 – критическое значение числа Вебера (принимаем согласно работе [2]);  $\sigma_{Me}$  – коэффициент



Рис. 1. Схема форсунки: 1 и 2 – каналы подачи газа и жидкого металла; 3 – корпус форсунки

поверхностного натяжения металла;  $c_f = 1 - коэффициент аэродинамического сопротивления капли.$ 

$$W_{\rm kp,uyr}^{d_{\rm k}} = \sqrt{16 \cdot 0.9/1 \cdot 1.293 \cdot 5 \cdot 10^{-5}} = 472 \text{ M/c};$$
$$W_{\rm kp,Cu}^{d_{\rm k}} = \sqrt{16 \cdot 1.166/1 \cdot 1.293 \cdot 5 \cdot 10^{-5}} = 537 \text{ M/c}.$$

При рассматриваемом режиме распыления процесс дробления проходит в два этапа: вначале струя металла распадается под действием осесимметричных колебаний, вызванных неровностью внутренней поверхности канала подачи металла и силами поверхностного натяжения, на сравнительно крупные исходные капли; далее они распыляются на более мелкие.

Определим время  $\tau_{\kappa p}$  критической деформации для получения конечной капли:

$$\tau_{\rm kp} = 1,65(d_{\rm HCX,K}/W_{\rm kp})\sqrt{\rho_{\rm M}/\rho_{\rm r}}, \qquad (2)$$
  
$$\tau_{\rm kp,uyr} = 1,65\left(\frac{5\cdot10^{-5}}{472}\right)\sqrt{\frac{7000}{1,293}} = 1,286\cdot10^{-5}\,\rm c;$$
  
$$\tau_{\rm kp,Cu} = 1,65\left(\frac{5\cdot10^{-5}}{537}\right)\sqrt{\frac{8920}{1,293}} = 1,27\cdot10^{-5}\,\rm c.$$

Следовательно, время дробления капли до заданного размера для чугуна и меди составляет 1,286·10<sup>-5</sup> и 1,27·10<sup>-5</sup> с соответственно. Считаем, что воздух в камеру форсунки подается при температуре 298 К, т.е. существенно ниже температуры плавления распыляемых металлов, поэтому в расчете необходимо соотносить время деформации и время охлаждения капли.

#### Время охлаждения капли

Теплофизические свойства воздуха [3] следующие: – теплоемкость воздуха  $c_{\rm B} = 1,0005 + 1,1904 \cdot 10^{-4} T$ , Дж/(кг·К);

- коэффициент динамической вязкости воздуха  $\mu_{\rm p} = 0,544 \cdot 10^{-6} T^{0,62};$ 

- коэффициент теплопроводности воздуха  $\lambda_{\rm B} = 0.37 \cdot 10^{-3} T^{0.748}$ .

Теплофизические свойства металлов [1]:

– теплоемкости чугуна и меди при температуре 1200 °C составляют  $c_{\text{чуг}} = 674 \text{ Дж/(кг·K)}$  и  $c_{\text{Cu}} = 472 \text{ Дж/(кг·K)}$ ;

– температура плавления чугуна и меди  $T_{\text{пл.чуг}} = 1423 \text{ K}$ и  $T_{\text{пл.Сu}} = 1357 \text{ K};$ 

– температура жидкого чугуна и меди  $T_{\rm чуr} = T_{\rm Cu} =$  = 1473 К.

Определим значение числа Рейнольдса [3] для исходной и конечной капли, принимая температуру газа равной 25 °C (298 K) и коэффициент динамической вязкости воздуха  $\mu_{\rm B} = 0,544 \cdot 10^{-6} T_{\rm B}^{-0.62} = 0,544 \cdot 10^{-6} \cdot 298^{0.62} =$ = 1,86 · 10<sup>-5</sup> H·c/M<sup>2</sup>.

Согласно расчетам давление на срезе сопла составляет 0,92 атм. Тогда плотность газа на срезе сопла мож-

но определить следующим образом:  $\rho_{\rm B} = \rho_{\rm HOPM} \cdot 0.92 = 1.293 \cdot 0.92 = 1.19 \, {\rm kg/m^3}.$ 

$$\operatorname{Re} = W_{\rm B} d_{\rm K} \rho_{\rm B} / \mu_{\rm B} = 160 \cdot 5 \cdot 10^{-5} \cdot 1,19 / (1,86 \cdot 10^{-5}) = 512.$$
(3)

Найдем значение числа Прандтля для воздуха [3]:

$$Pr = \mu_{\rm B} c_{\rm B} / \lambda_{\rm B};$$

$$\lambda_{\rm B} = 0.37 \cdot 10^{-3} \cdot 298^{0.748} = 0.026 \text{ BT/(M·K)}$$

$$c_{\rm B} = 1.0005 + 1.1904 \cdot 10^{-4} \cdot 298 = 1036 \text{ Дж/(KF·K)}$$

$$Pr = 1.86 \cdot 10^{-5} \cdot 1036 / 0.026 = 0.741.$$
(4)

Рассчитаем значение числа Нуссельта для капли:

Nu = 2 + 0,6
$$\sqrt{\text{Re}}\sqrt[3]{\text{Pr}}$$
 = 2 + 0,6 $\sqrt{512} \cdot \sqrt[3]{0,741}$  = 14. (5)

Определим коэффициент α теплоотдачи для конечной капли:

$$\alpha = \lambda_{\rm B} Nu/d_{\rm K} = 0,026 \cdot 14/5 \cdot 10^{-5} = 7280 \text{ Bt/(m}^2 \cdot \text{K}).$$
 (6)

Время т<sub>охл</sub> охлаждения конечной капли [2] можно найти следующим образом:

$$\tau_{\text{oxn}} = \left( d_{\text{\tiny K}} c_{\text{\tiny M}} \rho_{\text{\tiny M}} / 6\alpha \right) \ln \left[ T_{\text{\tiny M}} - \left( T_{\text{\tiny B}} / T_{\text{\tiny nn}} \right) - T_{\text{\tiny B}} \right];$$
(7)  
$$\tau_{\text{oxn,uyr}} = \left( \frac{5 \cdot 10^{-5} \cdot 674 \cdot 7000}{6 \cdot 7280} \right) \times \\ \times \ln \left[ 1473 - \left( \frac{298}{1423} \right) - 298 \right] = 23, 5 \cdot 10^{-5} \text{ c};$$
$$\tau_{\text{oxn,Cu}} = \left( \frac{5 \cdot 10^{-5} \cdot 472 \cdot 8920}{6 \cdot 7280} \right) \times \\ \times \ln \left[ 1473 - \left( \frac{298}{1357} \right) - 298 \right] = 50, 1 \cdot 10^{-5} \text{ c}.$$

Определим соотношение времени охлаждения и суммарного времени деформации конечной капли:

$$n = \tau_{oxn} / \tau_{\kappa p}; \qquad (8)$$

$$n_{\rm uyr} = 23,5 \cdot 10^{-5} / 1,286 \cdot 10^{-5} = 18;$$

$$n_{\rm Cu} = 50,1 \cdot 10^{-5} / 1,27 \cdot 10^{-5} = 39.$$

Как следует из расчетов, время дробления струи металла до капли размером 50 мкм значительно меньше времени остывания металла до температуры плавления (1423 и 1357 К), что позволяет сделать вывод о возможности получения металлических порошков диаметром менее 50 мкм.

#### Экспериментальная проверка

Результаты экспериментов свидетельствуют о том, что доля частиц диаметром менее 50 мкм при распы-



Рис. 2. Металлический порошок, полученный распылением расплава меди (*a*) и чугуна марки СЧ-15 (б)

лении чугуна составляла от 25 до 40 % от общей массы порошка, для меди – от 30 до 52 %. Кроме того, времени до полного охлаждения частиц достаточно для сфероидизации частиц, происходящей после дробления. Из рис. 2 видно, что форма полученного порошка преимущественно сферическая.

В то же время следует отметить, что для чугуна большое значение имеет величина перегрева металла выше температуры плавления перед распылением (рис. 3). Это, по-видимому, связано с меньшим в сравнении с медью значением поверхностного натяжения. Понижение температуры ведет к значительному увеличению вязкости расплава, тем самым увеличивая время сфероидизации частиц, часть которых затвердевает, не приняв форму шара.

При распылении чугуна при температуре, близкой температуре ликвидуса, частицы получаемого порошка имеют неправильную форму (рис. 3). Количественно это отражается на времени высыпания порошка через стандартное (2,5 мм) отверстие металлической воронки – текучести порошка. Так, текучесть порошка, полученного распылением чугуна для фракции 40 – 50 мкм, в среднем составляет 26,6 с, текучесть порошка меди – 10,0 с.

#### УДК 621.745.34.012.001.53



Рис. 3. Металлический порошок, полученный распылением расплава чугуна марки СЧ-15 при малом перегреве металла перед распылением

**Выводы.** Проведены оценочные расчеты времени охлаждения и времени дробления частиц, позволяющие сделать вывод о возможности получения частиц размером менее 50 мкм при распылении жидкого чугуна марки СЧ-15 и меди. Справедливость расчетов подтверждена экспериментальными данными. Оценена текучесть полученных порошков.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Андронов В.Н. Жидкие металлы и шлаки. М.: Металлургия, 1977. – 127 с.
- Нечипоренко О.С., Найда Ю.И., Медведовский А.Б. Распыленные металлические порошки. – Киев: Наукова Думка, 1980. – 240 с.
- Теплотехника: Учебник для вузов по техническим специальностям / В.Н. Луканин, М.Г. Шатров, Г.М. Камфер и др. – М.: Высшая школа, 1999. – 671 с.

© 2012 г. *П.А. Лыков, В.Е. Рощин, Е.И. Воробьев* Поступила 21 декабря 2011 г.

# И.Ф. Селянин, А.В. Феоктистов, И.Н. Филинберг, Я.К. Подоликов, А.В. Прохоренко

Сибирский государственный индустриальный университет

# УСТАНОВКА ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЧНОСТИ ТВЕРДОГО ТОПЛИВА, ИСПОЛЬЗУЕМОГО В ШАХТНЫХ ПЕЧАХ<sup>1</sup>

Вагранка как шахтная печь малого диаметра широко применяется для плавки чугуна в литейных цехах и оксидных материалов при изготовлении теплоизоляционных изделий. Шахтные печи большого диаметра (доменные печи) используются для выплавки чугуна, бедного ферросилиция и ферромарганца на металлургических предприятиях. В качестве топлива в шахтных печах применяют кокс, прочность которого позволяет вести технологический процесс плавки в устойчивом режиме. Однако производство кокса – это дорогостоящий материало- и энергоемкий процесс, влияющий на себестоимость готовой продукции.

<sup>&</sup>lt;sup>1</sup> Работа выполнена по заданию Минобрнауки РФ (№ 7.3909.2011.).



Рис. 1. Схема лабораторной установки

Для уменьшения себестоимости сырья неоднократно предполагалось заменить дорогостоящий кокс на более дешевое и качественное сырье. В Сибирском государственном индустриальном университете (СибГИУ) ведутся исследования по замене кокса на альтернативное твердое топливо, состоящее из тощих углей и древесины (породы береза и лиственница). Особое влияние на плавку оказывает прочность кусков твердого топлива. Прочность твердого топлива определяет ведение процесса с точки зрения заданных технологических параметров, поэтому оценка ее значений способствует оптимизации подбора компонентов шихты.

В шахтных печах твердое топливо находится под давлением шихтовых материалов. При движении от колошника к очагу горения куски топлива частично разрушаются, окончательное же их разрушение и газификация происходит в очагах горения.

Существующие установки и методики исследования прочности твердого топлива позволяют определять этот показатель только при низких температурах 20 – 25 °C, что не соответствует условиям, при которых находятся куски кокса, углей и брикеты в шахтных печах в период плавки.

На кафедре литейного производства СибГИУ для определения прочности твердого топлива сконструирована установка [1, 2], схема которой представлена на рис. 1. Установка состоит из цилиндрического корпуса 8 с барабаном, установленных на опору 4, колосниковой решетки 5, верхней решетки 9, штанги 12, упора 11, набора грузов 10 в виде дисков или так называемых блинов. Установка снабжена трубопроводом 3 для подачи воздуха от вентилятора 16, весами 1, тарой 2 для приема проваливающегося топлива. В корпусе 8 выполнено окно 13 для розжига кусков 6, 7 топлива; низ корпуса перекрыт шиберной заслонкой 15. Для откидывания колосниковой решетки служит шарнир 14.

В установку загружают топливо начальной массой  $M_0$  и измеряют начальную высоту  $h_0$  столба топлива. Корпус установки первоначально находится на позиции I (рис. 2). После загрузки топлива в барабан на верхнюю поверхность кусков топлива устанавливают штангу с решеткой. На штангу нанизывают металлические диски для нагружения топлива в период горения. После розжига топлива и подачи дутья установка переходит на рабочий режим.

Топливо горит фиксированное время  $\Delta t$ , взятое с таким расчетом, чтобы по истечении этого времени слой топлива выгорал на половину начальной высоты  $h_0$ , конечную высоту столба топлива фиксируют по риске на штанге.

До момента измерения разницы высот  $\Delta h \approx 0.5 h_0$ отключают вентилятор. После определения высоты  $\Delta h$ 



Рис. 2. Схема усовершенствованной установки для определения прочности твердого топлива:

I – корпус установки; 2 – уголок 35×35,1; 3 – уголок 35×35; 4 – колосниковая решетка; 5 – стойка рамы салазок; 6 – тара; 7 – весы открывается шибер, колосниковая решетка откидывается на шарнире, остатки топлива высыпаются в тару и взвешиваются для определения конечной массы  $M_1$ .

Для более плавного опускания кусков сгоревшего топлива на весы и предотвращения дальнейшего их раскалывания установку дополнили приспособлением – эксцентриковым устройством для подъема и опускания мерной тары [3], расположенной на подвесках между засыпным аппаратом и весами, которые находятся на платформе установки. Подвески мерной тары снабжены эксцентриковыми устройствами и ручками для ее подъема и опускания на высоту хода эксцентрика, который и обеспечивает плавное ее опускание на весы.

Дальнейшее усовершенствование установки было направлено на более точное взвешивание топлива [4]. Для этого корпус установки снабдили направляющими для перемещения топлива на взвешивание. С помощью толкателя корпус перемещают на позицию *II* взвешивания (рис. 2).

Перемещение топлива на взвешивание показано штриховыми линиями на рис. 2 в виде нескольких последовательных позиций тары. Такое усовершенствование установки позволяет кускам топлива не разрушаться при постепенном высыпании на весы, в результате точность и надежность определения параметров прочности твердого топлива в процессе его горения повышается.

#### Критерии прочности твердого топлива, определяемые на запатентованных установках

На рис. З показана схема к расчету критериев прочности топлива.

Как уже было сказано выше, топливо при горении под нагрузкой одновременно газифицируется и разрушается. Скорость разрушения и газификации топлива определяется из выражения

$$\upsilon_{\tau} = \frac{M_{1\tau} - M_{0\tau}}{V_0 \Delta t_{\tau}} = \frac{\rho_{1\tau} - \rho_{0\tau}}{\Delta t_{\tau}} = \frac{\Delta \rho_{\tau}}{\Delta t_{\tau}} \kappa \Gamma / (\mathbf{M}^3 \cdot \mathbf{c}), \qquad (1)$$

где  $M_1$  — масса топливного остатка высотой  $0.5h_0$ ;  $M_0$  — начальная масса топлива высотой  $0.5h_0$ ;  $V_0$  — объем слоя топлива, высотой  $0.5h_0$ ;  $\rho_1 = M_1/V_1$  — насыпная плотность топливного остатка;  $\rho_0 = M_0/V_0$  — начальная насыпная плотность топлива;  $\Delta t_{\rm T}$  — время горения слоя топлива высотой  $0.5h_0$ ; индекс «т» — топливо.

В качестве эталона сравнения необходимо выбрать марку кокса с известной высокой прочностью. Для него также определяется скорость разрушения и газификации:

$$\upsilon_{\kappa} = \frac{M_{1\kappa} - M_{0\kappa}}{V_0 \Delta t_{\kappa}} = \frac{\rho_{1\kappa} - \rho_{0\kappa}}{V_0 \Delta t_{\kappa}} = \frac{\Delta \rho_{\kappa}}{\Delta t_{\kappa}} \ \kappa r/(m^3 \cdot c); \qquad (2)$$

здесь индекс «к» обозначает, что в качестве топлива взят кокс.



Рис. 3. Схема к расчету критериев прочности топлива

Критерий прочности и газификации топлива по отношению к эталону равен

$$\varepsilon_{\upsilon} = \frac{\upsilon_{\kappa}}{\upsilon_{\tau}} = \frac{\Delta\rho_{\kappa}}{\Delta\rho_{\tau}} \frac{\Delta t_{\tau}}{\Delta t_{\kappa}}.$$
(3)

Как правило,  $\rho_{\rm T} \neq \rho_{\rm K}$ , поэтому в уравнение (3) нужно ввести поправочный коэффициент  $\rho_{\rm T}/\rho_{\rm K}$ , тогда выражение для определения критерия прочности будет иметь вид

$$\varepsilon_{v} = \frac{\Delta \rho_{\kappa}}{\Delta \rho_{\tau}} \frac{\rho_{\tau}}{\rho_{\kappa}} \frac{\Delta t_{\tau}}{\Delta t_{\kappa}}.$$
(4)

Если исследуемое на прочность топливо имеет одинаковую скорость газификации с коксом по реакциям  $C + O_2 = CO_2$ ;  $2C + O_2 = 2CO$ , но насыпная плотность  $\rho_{1\tau}$  остатка топлива возрастет на величину  $\Delta \rho_{1\tau}$  за счет разрушения кусков при горении, то критерий разрушения определится как

$$\varepsilon_{\rm p} = \frac{\Delta \rho_{\kappa}}{\Delta \rho_{\tau}} \frac{\rho_{\tau}}{\rho_{\kappa}}.$$
 (5)

Если топливо при горении разрушается с одинаковой интенсивностью, как и взятый в качестве эталона кокс, т.е.  $\varepsilon_p = 1$ , то критерий газификации определяется из соотношения

$$\varepsilon_{\rm r} = \frac{\Delta t_{\rm r}}{\Delta t_{\rm s}}.\tag{7}$$

В случае, когда топливо разрушается легче взятого для сравнения кокса, но газифицируется медленнее него, то при обработке экспериментов может возникнуть ситуация, когда  $\varepsilon_{v} = \varepsilon_{p}\varepsilon_{r} = 1$ .

Из приведенных выше соотношений следует, что при  $\varepsilon_{\rm n} < 1$  топливо имеет меньшую прочность при го-

рении, чем эталон, наоборот, при  $\varepsilon_{v} > 1$  топливо более прочное, чем выбранный эталон с примерно одинаковой газифицирующей способностью.

**Выводы.** Изготовлена лабораторная установка, которая позволяет определять прочность твердого топлива в условиях, аналогичных для шахтных печей малого и большого диаметра. Получены выражения для определения критериев прочности и газификации твердого топлива. Американо-русский деловой союз наградил СибГИУ международной наградой – золотой медалью "Innovations for investments" и дипломом за разработанную лабораторную установку.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Пат. № 96963 РФ, МПК G 01 № 1/18. Лабораторная установка для исследованя прочности твердого топлива / Селянин И.Ф.,

Феоктистов А.В., Куценко А.И. и др. Заявл. 22.03.2010. Опубл. 20.08.2010 // Изобретения. Полезные модели. № 23.

- Пат. № 99616 РФ, МПК G 01 № 33/22. Лабораторная установка для исследования прочности твердого топлива / Селянин И.Ф., Феоктистов А.В., Куценко А.И. и др. Заявл. 22.03.2010. Опубл. 20.11.2010. // Изобретения. Полезные модели. № 32.
- Пат. № 102386 РФ, МПК G 01 N 1/18. Установка для определения прочности твердого топлива / Селянин И.Ф., Феоктистов А.В., Куценко А.И. и др. Заявл. 2010. Опубл. 27.07.2011. // Изобретения. Полезные модели. № 21.
- Пат. № 106953 РФ, МПК G 01 N 1/18. Установка для определения прочности твердого топлива / Селянин И.Ф., Феоктистов А.В., Куценко А.И. и др. Заявл. 2010. Опубл. 27.07.2011. // Изобретения. Полезные модели. № 21.

© 2012 г. И.Ф. Селянин, А.В. Феоктистов, И.Н. Филинберг, Я.К. Подоликов, А.В. Прохоренко Поступила 15 февраля 2012 г.

УДК 621.791:624

# Н.А. Козырев, В.Ф. Игушев, С.Н. Старовацкая, Р.Е. Крюков, З.В. Голдун

#### Сибирский государственный индустриальный университет

# ВЛИЯНИЕ УГЛЕРОДФТОРСОДЕРЖАЩИХ ДОБАВОК ДЛЯ СВАРОЧНЫХ ФЛЮСОВ НА СВОЙСТВА СВАРНЫХ ШВОВ\*

К изготовлению резервуаров для нефтепродуктов, предназначенных для работы в северных условиях, предъявляются повышенные требования в части газонасыщенности и загрязненности стали неметаллическими включениями. В конечном итоге эти показатели и определяют механические и эксплуатационные свойства металлоконструкций. Обычно при изготовлении резервуаров для нефтепродуктов в северном исполнении применяют низколегированную кремнемарганцовистую сталь 09Г2С (ГОСТ 19282 – 73), сварочную проволоку марки Св-08ГА (ГОСТ 2246 – 70), автоматическую дуговую сварку проводят под флюсом [1].

Для получения высоких значений механических свойств [2, 3] (в частности, ударной вязкости  $KCU \ge 100 \ Дж/см^2$  в исходном состоянии и  $KCU \ge 35 \ Дж/см^2$  при температуре –40 °C) желательно использовать флюсы с невысоким коэффициентом химической активности. При использовании этих флюсов наблюдается пониженное содержание кислорода, что обеспечивает небольшое количество неметаллических включений в шве. Большинство неметаллических включений, обнаруживаемых в сварных швах, являются оксидными соединениями экзогенного и эндогенного характера, образующимися в металле шва из остат-

ков шлака, а также при раскислении металла кремнием и марганцем из не успевших всплыть неметаллических включений. В настоящее время существуют три системы легирования за счет кремнемарганцевосстановительных процессов [4]: 1 – применение низкоуглеродистой электродной проволоки и высокомарганцовистого флюса с высоким содержанием кремнезема; 2 – применение низкоуглеродистой проволоки и высококремнистого (кислого) флюса; 3 – применение среднемарганцовистой электродной проволоки и среднемарганцовистого кислого флюса. Использование кремния и марганца в качестве раскислителей приводит к образованию различных оксидных включений, которые в связи со скоротечностью процесса сварки не всегда успевают всплыть и ассимилироваться шлаком, поэтому концентрация свободного и связанного кислорода в металле шва довольна высока, особенно при отрицательных температурах. Оптимальным, с точки зрения исключения образования в сварном шве неметаллических включений, является использование в качестве раскислителя углерода, так как образующиеся с участием углерода газообразные соединения (оксид и диоксид углерода СО и СО<sub>2</sub>) легко удалимы, и они не загрязняют металл шва неметаллическими включениями. Однако использование углерода как раскислителя приводит к науглероживанию металла, что, в свою очередь, ухудшает механические свойства и структуру сварных швов.

<sup>\*</sup> Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках реализации госзаказа 7.5021.2011.

Вторым немаловажным вопросом является снижение концентрации водорода в сварном шве. Широкое распространение получили сварочные флюсы, содержащие фтористый кальций, криолит и другие соединения, позволяющие в результате диссоциации получать активный фтор, который образует соединение НF и удаляет водород из сварного шва по следующей схеме [2, 3]:

$$2CaF_{2} + 3SiO_{2} = 2CaSiO_{3} + SiF_{4};$$
$$SiF_{4} + 3H = SiF + 3HF.$$

Третий вопрос – повышение устойчивости дуги, определяющей качество сварного шва. Известно, что устойчивость дуги обеспечивается за счет введения элементов (калия и натрия), облегчающих ионизацию в столбе дуги.

Изучение возможности проведения сварки с использованием углеродфторсодержащих добавок осуществляли с применением добавки, содержащей 21-46 % Al<sub>2</sub>O<sub>2</sub>; 18-27% F<sup>+</sup>; 8-15% Na<sub>2</sub>O; 0,4-6,0% K<sub>2</sub>O; 0,7-2,3% CaO;  $0,5 - 2,5 \% \text{ SiO}_2; 2,1 - 3,3 \% \text{ Fe}_2\text{O}_3; 12,5 - 30,2 \% \text{ C}_{oom};$ 0,07 - 0,90 % MnO; 0,06 - 0,90 % MgO; 0,09 - 0,19 % S; 0,10 – 0,18 % Р (по массе). Теоретически данная добавка должна позволять: проводить удаление водорода за счет фторсодержащих соединений (типа Na<sub>2</sub>AlF<sub>6</sub>, CF<sub>2</sub>  $(1 \ge x > 0)$  и т.д.), разлагающихся при температурах сварочных процессов с выделением фтора, который, в свою очередь, взаимодействует с растворенным в стали водородом с образованием газообразного соединения HF; осуществлять интенсивный углеродный «кип» за счет образования оксида и диоксида углерода при взаимодействии фтористого углерода  $CF_{x}$  ( $1 \ge x > 0$ ) с растворенным в стали кислородом, при этом в связи с тем, что углерод находится в связанном состоянии, науглероживания стали практически не происходит; повысить устойчивость дуги за счет элементов (калия и натрия), облегчающих ионизацию в столбе дуги.

В настоящей работе исследовали влияние добавки на состав шва, структуру металла, содержание неметаллических включений в шве, сварочно-технологические свойства, механические свойства (в частности, ударную вязкость) сварных швов.

В опытах использовали окислительный флюс марки AH-348A с высоким содержанием оксидов кремния и марганца. Состав сварочного флюса марки AH-348A приведен ниже [2]:  $41 - 44 \% \text{SiO}_2$ ; 34 - 38 % MnO; 5,0 - 7,5 % MgO;  $4,0 - 5,5 \% \text{CaF}_2$ ; <6,5 % CaO;  $<4,5 \% \text{Al}_2\text{O}_3$ ;  $<2 \% \text{Fe}_2\text{O}_3$ ; <0,15 % S; <0,12 % P (по массе). Этот флюс при хороших сварочно-технологических свойствах (формирующие свойства и отделимость шлаковой корки) имеет существенный недостаток – повышенное содержание кислорода и неметаллических включений в швах, а следовательно, пониженную ударную вязкость при отрицательных температурах.

Добавку к флюсу готовили следующим образом. В отходы добавляли 10 - 12 % жидкого стекла плотностью 1,30 - 1,55 г/см<sup>3</sup> при 15 - 25 °C; силикатный модуль [SiO<sub>2</sub>/(K<sub>2</sub>O + Na2O) · 1,0323] = 2,6 ÷ 3,0). Все тщательно перемешивали и затем помещали в печь для просушки. После полного удаления влаги и спекания добавку охлаждали и дробили. Затем добавку смешивали с флюсом в специальном смесителе в определенном, строго заданном соотношении.

Эксперименты проводили на образцах из стали 09Г2С толщиной 16 мм размером 200×500 мм. Сварку стыковых швов без разделки кромок проводили с двух сторон как при сварке полотнищ стенок резервуаров на стенде для рулонирования. В качестве присадочного металла использовали проволоку марки Св-08ГА диам. 5 мм. Для исследования использовали следующие флюсы: АН-348А (базовый вариант), АН-348А и углеродфторсодержащую добавку в количестве 1, 3, 5, 7 и 10 %. Сварку образцов под флюсами проводили при одинаковых режимах. После сварки отбивали шлаковую корку, изучали поверхность металла шва и шлаковую корку со стороны, прилегающей к шву. Все флюсы имели хорошую отделимость шлака. Поверхность металла шва гладкая, без дефектов. Шлаковые корки пористые, это говорит о газовыделении из металла при кристаллизации, причем с увеличением добавки во флюсе количество пор в шлаке повышается.

Из сваренных пластин вырезали образцы и выполняли следующие исследования: рентгеноспектральный анализ состава металла швов, металлографические исследования сварных швов; определяли механические свойства сварных соединений (ударную вязкость швов определяли при температуре 20 и –40 °C).

Рентгеноспектральный анализ состава металла швов, выполненных под флюсами с разным количеством добавок, не выявил значительных отличий. Содержащийся в добавке углерод не привел к науглероживанию металла шва.

Проведено металлографическое исследование полированных микрошлифов сварных соединений с помощью оптического микроскопа OLYMPUS GX-51 в светлом поле.

В микроструктуре всех исследованных сварных соединений наблюдали три основные зоны: основной металл, состоящий из зерен феррита и пластинчатого перлита (размер зерна 4 – 5 мкм) (рис. 1, *a*); образовавшаяся в результате рекристаллизации при нагреве в процессе сварки переходная зона от основного металла к наплавленному с мелкозернистой структурой (размер зерна 1 – 2 мкм) (рис. 1,  $\delta$ ); наплавленный металл, в структуре которого присутствуют ферритные зерна, вытянутые в направлении отвода тепла (рис. 1, *в*).

При сварке проволокой марки Св-08ГА под флюсом АН-348А в поверхностной части сварного шва наблюдалось значительное количество неметаллических включений неправильной формы (рис. 2, *a*). В струк-



Рис. 1. Микроструктура сварных соединений: *а* – феррито-перлитная структура основного металла; *б* – мелкозернистая переходная зона (зона термического влияния); *в* – вытянутые в направлении отвода тепла ферритные зерна в сварном шве

туре металла шва наблюдались многочисленные сульфидные включения FeS и MnS, а также гетерогенные оксисульфиды, состоящие из кристаллов  $Al_2O_3$ , окруженных оболочками сульфидов (рис. 2,  $\delta$ ).

В образцах, сваренных под флюсом с добавками, наблюдалось уменьшение количества неметаллических включений по мере увеличения количества добавки. В поверхностной зоне швов образцов, сваренных под флюсом с содержанием 3 и 10 % добавки, включения практически отсутствовали. Наблюдались лишь мелкодисперсные сульфиды и оксисульфиды, видимые при 500 кратном увеличении (рис. 3).

Большое количество неметаллических включений в швах, сваренных под флюсом марки АН-348А, связано со значительным развитием окислительно-восстановительных процессов, окислением металла компонентами флюса в зоне дуги и последующим раскислением металла кремнием и марганцем в задней части ванны по следующим реакциям:

> $[Si] + 2[FeO] = 2[Fe] + (SiO_2);$ [Mn] + [FeO] = [Fe] + (MnO).

Образующиеся оксиды и частицы шлака не успевают всплыть вследствие большой скорости кристаллизации.

За счет введенных добавок происходит, по-видимому, углеродный окислительный «кип», позволяющий удалять неметаллические включения и получать металл шва более «чистым» по включениям (рис. 3). Подтверждением сказанного является пористая шлаковая корка



Рис. 2. Частицы шлаков в поверхностной зоне сварного шва (а) и сульфидные и оксисульфидные включения в сварном шве (б) при использовании флюса марки АН-348А

Сварной шов при сварке	σ <sub>в</sub> , МПа	σ <sub>т</sub> , МПа	ψ, %	КСU, Дж/см <sup>2</sup>	<i>T</i> , °C
	535	360	25	$\frac{70}{67-73}$	-40
под флюсом АН-348А	530 - 540	355 - 365	23 – 27	$\frac{102}{94-110}$	20
под флюсом АН-348А и	570	382	26	$\frac{124}{118 - 130}$	-40
3 – 10 % добавки	564 - 576	375 - 389	24 - 28	$\frac{146}{139 - 153}$	20

#### Характеристики металла шва

П р и м е ч а н и е. В числителе приведены средние значения показателей, полученные по результатам шести испытаний, в знаменателе минимальные и максимальные значения.



Рис. 3. Частицы шлаков в поверхностной зоне сварного шва (*a*) и гетерогенные оксисульфидные включения Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> с оболочкой сульфидов MnS и FeS (*δ*) при использовании флюса марки AH-348A и добавки в количестве 3 – 10 %

при сварке под флюсом марки АН-348А с добавками, свидетельствующая о газовыделении из сварочной ванны при кристаллизации.

При применении рассмотренной схемы сварки стыковых швов образцов получаемый шов состоит в основном из металла, полученного переплавлением основного металла 09Г2С и электродного металла Св-08ГА. Механические свойства сварных соединений и швов определяли при температуре 20 °C, ударную вязкость металла шва КСU определяли при температуре –40 °С. Характеристики металла шва приведены в таблице. Для проведения механических испытаний и определения ударной вязкости изготавливали стандартные образцы (ГОСТ 6996 – 66). Образцы для определения ударной вязкости вырезали поперек направления шва. Ударную вязкость определяли по результатам испытаний металла шва (ось надреза совпадала с осью шва).

Механические свойства и особенно ударная вязкость металла швов, выполненных под флюсами с добавкой в количестве 3 – 10 %, наилучшие, значительно превышают требуемые нормативные значения показателей для конструкций в северном исполнении. Существенное повышение ударной вязкости при отрицательных температурах можно объяснить уменьшением количества неметаллических включений в шве.

**Выводы.** На основании экспериментальных исследований показано, что углеродфторсодержащая добавка в количестве 3 – 10 % в окислительный флюс марки АН-348А способствует уменьшению количества неметаллических включений в шве. Установлено, что при сварке под окислительным флюсом АН-348А можно получать сварные швы с пониженным содержанием неметаллических включений и повышенными значениями механических свойств и особенно ударной вязкости. Результаты исследований будут использованы для разработки технологий сварки конструкций и резервуаров в северном исполнении.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Грабин В.Ф. Металловедение сварки плавлением. Киев: Наукова думка, 1982. – 416 с.
- Сварочные материалы для дуговой сварки: Справочное пособие в 2 т. Т. 1. Защитные газы и сварочные флюсы / Б.П. Конищев, С.А. Курланов, Н.Н. Потапов и др. / Под общ. ред. Н.Н. Потапова. М.: Машиностроение, 1989. 544 с.
- **3.** Подгаецкий В.В., Люборец И.И. Сварочные флюсы. Киев: Техника, 1984. – 166 с.
- Технология и оборудование сварки плавлением / А.И. Акулов, Г.А. Бельчук, В.П. Демянцевич. – М.: Машиностроение, 1977. – 360 с.

© 2012 г. Н.А. Козырев, В.Ф. Игушев, С.Н. Старовацкая, Р.Е. Крюков, З.В. Голдун Поступила 22 марта 2012 г. УДК 669.04:621.783

#### О.Л. Базайкина, М.В. Темлянцев, В.И. Базайкин

Сибирский государственный индустриальный университет

# РЕШЕНИЕ ЗАДАЧИ О НАГРЕВЕ ДВЕНАДЦАТИГРАННЫХ СЛИТКОВ ПРИ ГРАНИЧНЫХ УСЛОВИЯХ III РОДА<sup>\*</sup>

Энергетическое и тяжелое машиностроение развивается в направлении увеличения единичной мощности энергетических установок. Это, в свою очередь, требует изготовления крупногабаритных роторов паровых, газовых турбин или генераторов, а также валов для силовых агрегатов большой мощности. В связи с этим в последнее время отмечается тенденция роста количества изделий, изготовляемых из слитков массой до 70 т и выше. Слитки большой массы имеют, как правило, многогранное (восьми-, двенадцати- и более) поперечное сечение. При расчетах режимов и параметров тепловой обработки многогранных слитков возникает необходимость решения традиционной задачи нахождения температурных полей в теле слитка. Для слитков такой формы обычно в расчетах используют либо математические модели, реализованные на ЭВМ с помощью численных методов, либо, с рядом допущений, аналитические решения для цилиндра. Ранее в работах [1, 2] авторы получили приближенное решение задачи нагрева и остывания кузнечных слитков с сечением в виде правильных шести- и восьмиугольника. В настоящей работе методика авторов усовершенствована и применена к расчету температурного поля в слитке 12-угольного сечения бесконечной длины.

Необходимо остановиться на принципиальных моментах решения модельной задачи.

Рассматривается длинный брус с сечением в виде правильного многоугольника. В момент времени  $\tau = 0$ , когда температура в теле бруса равна  $t_0$ , брус помещается в печь с заданной постоянной температурой  $t^*$ . На поверхности бруса задан теплообмен со средой по закону Ньютона. В силу симметрии сечения и условий задачи правильный *m*-угольник сечения бруса можно разбить на 2m равновеликих треугольников и задачу ставить для одного такого треугольника (рис. 1, треугольник *OAB*).

Обозначим  $t(\tau, x, y)$  переменную температуру точек тела бруса с декартовыми координатами x, y в плоскости его поперечного сечения. Требуется найти решение  $t(\tau, x, y)$  уравнения теплопроводности:

$$\frac{\partial t}{\partial \tau} = a \left( \frac{\partial^2 t}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 t}{\partial y^2} \right)$$

такое, для которого на границе треугольника *ОАВ* выполняются условия:

1) на обращенной к среде части *АВ* границы задан теплообмен со средой:

$$\lambda \frac{\partial t}{\partial n_1} = -\alpha (t - t^*)$$
 при  $x = R \cos \beta, \ 0 \le y \le R \tan \beta;$ 

здесь a — коэффициент температуропроводности материала бруса;  $\lambda$  — коэффициент теплопроводности;  $\alpha$  — коэффициент теплообмена; R — радиус описанной вокруг сечения бруса окружности;  $\beta$  — угловой размер половины треугольника ( $\beta = \pi/m$ );  $n_1$  — единичная нормаль к AB; a,  $\lambda$ ,  $\alpha$  — постоянные;

2) отрезок *OA* ( $y = \tan\beta \cdot x, 0 \le x \le R \cdot \cos\beta$ ), соединяющий центр сечения с вершиной многоугольника, теплоизолирован:

$$\frac{\partial t}{\partial n_2} = \left(\nabla t \overline{n}_2\right) = 0, \ \nabla t = \left(\frac{\partial t}{\partial x}, \frac{\partial t}{\partial y}\right), \ \overline{n}_2 = \left(-\sin\beta, \cos\beta\right);$$
$$-\sin\beta\frac{\partial t}{\partial x} + \cos\beta\frac{\partial t}{\partial y} = 0,$$
$$\tan\beta = \frac{\partial t}{\partial y} / \frac{\partial t}{\partial x} \text{ Ha отрезке } y = \tan\beta x;$$

 $\overline{n}_2$  – вектор единичной нормали к отрезку *OA*.



Рис. 1. Поперечное сечение бруса 12-угольного сечения: ξ, η – безразмерные декартовы координаты

<sup>\*</sup> Работа выполнена по гранту Губернатора Кемеровской области для поддержки молодых ученых – докторов наук.

В силу симметрии задачи значения температуры на общей части *OB* границ двух половин треугольников  $(y = 0, 0 \le x \le R \cdot \cos\beta)$  совпадают, возможные потоки тепла через общую границу взаимно компенсируются.

В начальный момент  $\tau = 0$  температура постоянна по сечению:  $t(\tau, x, y) = t_0$  (выполняется начальное условие задачи).

Удобные для анализа безразмерные переменные и постоянные имеют вид

$$\xi = \frac{x}{R\cos\beta}, \quad 0 \le \xi \le 1; \quad \eta = \frac{y}{R\cos\beta}, \quad 0 \le \eta \le \tan\beta;$$
  
$$\phi = \frac{a\tau}{R^2\cos^2\beta}, \quad 0 \le \phi \le \infty; \quad \text{Bi} = \frac{\alpha R\cos\beta}{\lambda}, \quad 0 \le \text{Bi} \le \infty;$$
  
$$\theta = \frac{t^* - t}{t^* - t_0}, \quad 0 \le \theta \le 1.$$

Переменная ф и постоянная Ві являются значениями критериев Фурье и Био соответственно. В безразмерных величинах рассматриваемая задача запишется так:

$$\begin{aligned} \frac{\partial \theta}{\partial \phi} &= \frac{\partial^2 \theta}{\partial \xi^2} + \frac{\partial^2 \theta}{\partial \eta^2};\\ \frac{\partial \theta}{\partial \xi} + \operatorname{Bi}\theta &= 0 \quad \text{при} \quad \xi = 1, \quad 0 \leq \eta \leq \tan\beta;\\ \frac{\partial \theta}{\partial \eta} &= \tan\beta \frac{\partial \theta}{\partial \xi} \quad \text{при} \quad \eta = \tan\beta\xi;\\ \theta &= 1 \quad \text{при} \quad \phi = 0, \quad \lim \theta = 0. \end{aligned}$$

Используем метод разделения переменных:  $\theta(\phi, \xi, \eta) = T(\phi) \omega(\xi, \eta)$ ; в результате подстановки в уравнение теплопроводности получаем решение для функции  $T(\phi)$  и уравнение Гельмгольца [2] для функции  $\omega(\xi, \eta)$ 

$$T(\phi) = C \exp(-\mu^2 \phi);$$
$$\frac{\partial^2 \omega}{\partial \xi^2} + \frac{\partial^2 \omega}{\partial n^2} + \mu^2 \omega = 0.$$

Решение уравнения Гельмгольца  $\omega(\xi, \eta)$  представим в виде функции одной переменной [3]  $s = a\xi + b\eta$ , т.е.  $\omega(\xi, \eta) = \omega(s)$ ; здесь *a* и *b* – произвольные постоянные. При указанном представлении уравнение Гельмгольца может быть сведено к обыкновенному дифференциальному уравнению  $\omega''(s) + \frac{\mu^2}{a^2 + b^2}\omega(s) = 0$ , одним из решений которого является семейство функций  $\omega(\xi, \eta) = A \cos(\mu \cos\beta(\xi + \tan\beta\eta))$  (где *A* – произвольная постоянная), автоматически удовлетворяющих граничному условию *2*.

Граничное условие *I* на поверхности бруса, унаследованное для функции  $\omega(\xi, \eta) = \omega(s)$ , задается в точке сечения бруса, лежащей на его ребре:  $\xi = 1$ ,  $\eta = \tan\beta$ или, что то же самое, на прямой  $\xi + \tan\beta\eta = 1/\cos^2\beta$ , лежащей вне сечения. Выполнение граничного условия приводит к уравнению

$$\tan\left(\frac{\mu}{\cos\beta}\right) = \frac{\mathrm{Bi}/\cos^2\beta}{\mu/\cos\beta},$$

решения µ<sub>i</sub> которого являются собственными числами задачи и определяют собственные функции:

$$\omega_i(\xi, \eta) = \cos(\mu_i \cos\beta(\xi + \tan\beta\eta)).$$

Произведем ортогонализацию семейства функций  $\{\omega_i(\xi, \eta)\}_{i=0}^{\infty}$ , образовав ортогональный базис  $\{h_i(\xi, \eta)\}_{i=0}^{\infty}$  пространства собственных функций, определенных на треугольнике *ОАВ*.

Возвращаясь к начальному условию задачи  $\theta(0, \xi, \eta) = \omega_0(\xi, \eta) \equiv 1$ , получаем разложение начального условия (единицы) по базису  $\{h_i(\xi, \eta)\}_{i=0}^{\infty}$ . Так как каждая базисная функция  $h_j(\xi, \eta)$  является линейной комбинацией собственных функций  $\omega_i(\xi, \eta)$ , то функциональный ряд  $\sum_{j=1}^{\infty} a_j h_j(\xi, \eta) = 1$  принимает форму разложения начального условия по пространственным собственным функциям задачи, что позволяет найти коэффициенты  $b_j$  разложения:

$$\sum_{j=1}^m a_j h_j(\xi, \eta) = \sum_{j=1}^m b_j w_j(\xi, \eta).$$

Структура части решения задачи, зависящая от пространственных координат, определена.

Вернемся к временной части  $T(\phi) = C\exp(-\mu^2 \phi)$  решения. Сечение бруса обладает осевой симметрией, предполагающей замкнутость семейства треугольников сечения, что не учитывается локальной постановкой задачи для половины треугольника. Поэтому для временных множителей предлагается использовать собственные числа решения задачи для цилиндра [4] с эффективным радиусом  $R_{3\phi}$ :

$$R_{\rm sp} = R \sqrt{\frac{2\beta}{\sin(2\beta)}}.$$

Как известно, собственные числа v<sub>j</sub> задачи для цилиндра являются корнями уравнения [5]

$$\operatorname{Bi} J_0(v) - v J_1(v) = 0,$$

где  $J_0(x)$  и  $J_1(x)$  – функции Бесселя первого рода нулевого и первого порядков соответственно.

Найдя корни, получаем временные множители слагаемых решения:  $T_i(\phi) = \exp(-\nu_i^2 \phi)$ .

Приходим к решению задачи в безразмерных переменных и постоянных:

$$\theta(\phi,\xi,\eta) = \sum_{i=1}^{\infty} b_i \exp(-\nu_i^2 \phi) \cos\left(\mu_i \cos\beta\left(\xi + \tan\beta\eta\right)\right); (1)$$

переменное во времени поле физической температуры *t* в треугольнике *OAB* можно рассчитывать в размерном времени  $\tau$ , мин, и в безразмерных пространственных координатах  $\xi$ ,  $\eta$ :

$$t(\tau,\xi,\eta) = t + (t^* - t_0) \sum_{i=1}^{\infty} b_i \exp(-\nu_i^2 \phi \tau) \times \\ \times \cos\left(\mu_i \cos\beta\left(\xi + \tan\beta\eta\right)\right),$$
(2)

где  $\phi_0$  – значение критерия Фурье, соответствующее принятой единице времени.

Вышеизложенная схема решения задачи реализована в модульной программе расчета в операторах и процедурах пакета Maple 14. Программа использована для построения зависимостей  $\theta = f(\text{Bi}, \phi)$  безразмерных переменных в виде номограмм для бруса 12-угольного сечения, отсюда численное задание границ треугольника *ОАВ* при вычислении двойных интегралов выполнялось по процедуре «with (student): Doebleint ( $f(\xi, \eta), \xi = c \cdot \eta \dots d - g \cdot \eta, \eta = 0 \dots p$ ); value (%);». Безразмерная переменная  $\phi$  с точки зрения теории подобия является критерием Фурье рассматриваемой задачи, поэтому в номограммах она принимает обозначение Fo. Тело программы приведено ниже:

1. Расчет собственных чисел цилиндра радиуса  $R_{3\phi}$ , Bic = Bi $\sqrt{\frac{\text{tg}\beta}{\beta}}$ :

> eignmc := module () global  $\sigma v$ ; Bic := uucno 1; v := vector(8, [0.7, 4., 7., 10., 13., 16., 19., 22.]);  $eq := Bic \cdot BesselJ(0, \xi) - \xi \cdot BesselJ(1, \xi) = 0;$   $\sigma v := array(1 ..8);$  for *n* from 1 to 8 do  $\sigma v[n] := fsolve(eq, '\xi' = v[n]);$  end do; end module;

> { $\sigma v[1]$ ,  $\sigma v[2]$ ,  $\sigma v[3]$ ,  $\sigma v[4]$ ,  $\sigma v[5]$ ,  $\sigma v[6]$ ,  $\sigma v[7]$ ,  $\sigma v[8]$ };

2. Расчет собственных чисел бруса,  $Bib = Bi/cos^2\beta$ :

> eignmb := module() global  $\sigma\mu$ ; *Bib* := 4ucno 2;  $\mu := vector(8, [0.5, 3., 6., 9., 12., 15., 18., 21.]);$   $eq := tan(\xi) - Bib/\xi = 0; \sigma\mu := array(1..8);$ for *n* from 1 to 8 do  $\sigma\mu[n] := fsolve(eq, '\xi' = \mu[n]);$ end do; end module;

 $> \{ \sigma\mu[1], \sigma\mu[2], \sigma\mu[3], \sigma\mu[4], \sigma\mu[5], \sigma\mu[6], \sigma\mu[7], \sigma\mu[8] \};$ 

3. Расчет ортонормированного базиса функций пространственных координат:

> Dint := proc (F) global H; with (student): Doubleint (F,  $\xi = 3.732 \cdot \eta ... 1.0718 - 0.268 \cdot \eta, \eta = 0 ... 0.268);$ value (%); end;

> 
$$eigfunc := module() global H, r, OH, d, i, m;$$
  
 $\mu c := array(1 ..8); for n from 1 to 8 do$   
 $\mu c[n] := 0.75 \cdot \sigma \mu[n]; H[n] := cos(\mu c[n] \cdot (\xi + 0.5744 \cdot \eta)):$ 

end do; OH := array(1 ..8); r := array(1 ..8); $OH[1] := H[1]; r[1] := Dint(OH[1]^2); p := array(1 ...7,$ 1..8); d := array(1..7, 1..8); m := 2; $p[1, 2] := Dint(OH[1] \cdot OH[2]); d[1, 2] := p[1, 2]/r[1];$  $OH[2] := H[2] + d[1, 2] \cdot OH[1]; r[2] := Dint(OH[2]^2);$ for *i* from 1 to 2 do  $p[i, 3] := Dint(OH[i] \cdot H[3]);$ d[i, 3] := -p[i, 3]/r[i]; end do; OH[3] := H[3] + $sum(d[k, 3] \cdot OH[k], k = 1 ...2); r[3] := Dint(OH[3]^2);$ for *i* from 1 to 3 do  $p[i, 4] := Dint(OH[i] \cdot H[4]);$ d[i, 4] := -p[i, 4]/r[i]; end do; OH[4] := H[4] + $sum(d[k, 4] \cdot OH[k], k = 1 ...3); r[4] := Dint(OH[4]^2);$ for *i* from 1 to 4 do  $p[i, 5] := Dint(OH[i] \cdot H[5]);$ d[i, 5] := -p[i, 5]/r[i]; end do; OH[5] := H[5] + $sum(d[k, 5] \cdot OH[k], k = 1 ...4); r[5] := Dint(OH[5]^2);$ for *i* from 1 to 5 do  $p[i, 6] := Dint(OH[i] \cdot H[6]);$ d[i, 6] := -p[i, 6]/r[i]; end do; OH[6] := H[6] + $sum(d[k, 6] \cdot OH[k], k = 1 ...5); r[6] := Dint(OH[6]^2);$ for *i* from 1 to 6 do  $p[i, 7] := Dint(OH[i] \cdot H[7]);$ d[i, 7] := -p[i, 7]/r[i]; end do; OH[7] := H[7] + $sum(d[k, 7] \cdot OH[k], k = 1 ...6); r[7] := Dint(OH[7]^2);$ for *i* from 1 to 7 do  $p[i, 8] := Dint(OH[i] \cdot H[8]);$ d[i, 8] := -p[i, 8]/r[i]; end do; OH[8] := H[8] + $sum(d[k, 8] \cdot OH[k], k = 1 ...7); r[8] := Dint(OH[8]^2);$ end module:

Разложение единицы (прогонка начального условия) и построение решения θ:

> Raz1 := module() global a, r, OH, Q, Q1, W, tQ; b := array[1..8]; a := array[1..8]; for i from 1 to 8 do b[i] := Dint(OH[i]); a[i] := b[i]/r[i]; end do;  $Q := sum(a[k] \cdot OH[k], k = 1..8); sort(Q);$  $Q1 := convert(Q, set); tQ := sum(exp(-\sigmav[k]^2 \cdot Fo) \cdot Q1[k], k = 1..8);$  end module;

 $> tQ; \theta := tQ;$ 

 $> \xi := 1; \eta := 0;$ 

Последняя строчка программы фиксирует точку  $(\xi, \eta)$  сечения бруса, для которой определяется зависимость  $\theta = f(Bi, Fo)$ . Следует указать, что приближениями аналитических решений в программе являются отрезки функциональных рядов, удерживающие первые восемь членов каждого ряда. На рис. 2 представлены номограммы для оси, ребра и середины грани бруса 12-угольного сечения для широкого диапазона значений критерия Bi.

Покажем применение рассматриваемого метода расчета к оценке времени нагрева под кузнечную обработку двенадцатигранного слитка массой 37,5 т (температура посада 800 °C, задаваемая температура нагрева 1100 °C, температура печи 1300 °C; диаметры окружностей, вписанных в наибольшее и наименьшее по размерам сечение корпуса слитка, составляют 1,605 и 1,355 м соответственно). Примем



Рис. 2. Относительная температура середины грани (*a*), ребра (*δ*) и оси (*в*) бруса 12-угольного сечения в зависимости от критерия Фурье. Числа на кривых – значения Bi

следующие значения параметров, определяющих геометрию, теплофизические свойства и условия нагрева стального бруса:  $\alpha = 300 \text{ Bt/(m^2 \cdot K)}, \lambda = 28 \text{ Bt/(m \cdot K)}, a = 6,9 \cdot 10^{-6} \text{ m}^2/\text{c}, R = 0,766 \text{ m}, t_0 = 800 \text{ °C}, t^* = 1300 \text{ °C}.$  На рис. 3 представлены кривые нагрева и перепада температур в трех характерных точках сечения слит-

ка, рассчитанные по программе и формуле (2). Видно, что ввиду массивности слитка нагрев до заданной температуры поверхности достигается за 2,3 ч. При этом наибольший перепад температур между осью и поверхностью слитка достигается через 2 ч нагрева и составляет 230 °C.



Рис. 3. Кривые нагрева и перепада температур слитка 12-угольного сечения (геометрические и физические данные:  $\alpha = 300 \text{ Br/(m^2-K)}$ ,  $\lambda = 28 \text{ Br/(m-K)}$ ,  $a = 6,9 \cdot 10^{-6} \text{ m}^2/\text{c}$ , R = 0,766 м,  $t_0 = 800 \text{ °C}$ ,  $t^* = 1300 \text{ °C}$ ;

I – центр сечения бруса; 2 – ребро бруса; 3 – середина грани;
 4 – перепад грань – ось; 5 – перепад ребро – ось;
 6 – перепад ребро-грань

**Выводы.** Разработанный метод решения задачи нагрева бруса многоугольного сечения с граничными условиями третьего рода обобщен и реализован в модульной программе на языке математического пакета Maple. Программа позволяет строить номограммы безразмерных температур для любой точки бруса в необходимом диапазоне значений критерия Bi, а также оценивать время нагрева или охлаждения массивных кузнечных слитков. В качестве реализации метода расчета представлены номограммы и кривые нагрева для стального слитка 12-угольного сечения.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Базайкина О.Л., Темлянцев М.В. // Вестник горнометаллургической секции РАЕН. Отделение металлургии: сб. науч. тр. / СибГИУ. – М. – Новокузнецк, 2011. Вып. 28. С. 28 – 36.
- 2. Базайкина О.Л., Темлянцев М.В. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2011. № 12. С. 29 33.
- Полянин А.Д., Зайцев В.Ф. Справочник по нелинейным уравнениям математической физики. – М.: ФМЛ, 2002. – 431 с.
- Лыков А.В. Теория теплопроводности. М.: ГИТЛ, 1952. – 392 с.
- 5. Кошляков Н.С. Уравнения в частных производных математической физики. – М.: Высшая школа, 1970. – 710 с.

© 2012 г. О.Л. Базайкина, М.В. Темлянцев, В.И. Базайкин Поступила 28 февраля 2012 г. УДК 669.04:539.388

# В.В. Сизов<sup>1</sup>, В.Е. Громов<sup>1</sup>, Ю.Ф. Иванов<sup>2</sup>, С.В. Воробьев<sup>1</sup>, С.В. Коновалов<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Сибирский государственный индустриальный университет <sup>2</sup> Национальный исследовательский Томский политехнический университет

# УСТАЛОСТНОЕ РАЗРУШЕНИЕ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ<sup>\*</sup>

Физическая картина поведения материалов при циклическом нагружении достаточно сложная, поскольку на усталостное разрушение оказывают влияние многочисленные факторы [1, 2]. Повышение усталостной долговечности нержавеющих сталей и, как следствие, безопасных сроков эксплуатации изделий из них достигается электронно-пучковой обработкой поверхности [3-5]. Такая обработка обладает большими возможностями контроля количества подводимой энергии и, соответственно, перевода материала в высоконеравновесное состояние [6], приводящее к образованию субмикро- и нанокристаллических структур [7]. Это происходит благодаря сверхвысоким скоростям нагрева (до  $10^{6}$  K/c) и охлаждения (до  $10^{9}$  K/c) поверхности за счет теплоотвода в объем материала, формированию предельных (до  $10^6$  K/c) градиентов температуры [3 – 5, 7].

Целью настоящей работы является исследование структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры, формирующихся в зоне усталостного разрушения нержавеющей стали, обработанной высокоинтенсивным электронным пучком в микросекундном диапазоне длительности воздействия.

В качестве материала исследования была использована сталь аустенитного класса марки 20Х23H18 [8], форма и размеры образцов из которой не отличались от описанных в работах [3 - 5]. Усталостные испытания проводились на специальной установке для асимметричного консольного изгиба с параметрами: напряжение нагрузки 20 МПа, частота повторения 20 Гц, температура испытания 293 К, число циклов до разрушения примерно  $1,5\cdot10^5$ . Как и в работах [3 - 5], образцы имели концентратор напряжений в виде выреза полуокружностью радиусом 10 мм. Предварительная термическая обработка заключалась в охлаждении стали на воздухе после 2-ч выдержки при температуре 1150 °C.

Перед усталостными испытаниями часть образцов подвергали облучению высокоинтенсивным электрон-

ным пучком на установке «СОЛО» (ИСЭ СО РАН) [7] при следующих параметрах: энергия электронов 18 кэВ; плотность энергии пучка электронов 30 Дж/см<sup>2</sup>; длительность и частота следования импульсов воздействия пучка электронов 50 мкс и 0,3 Гц; количество импульсов воздействия пучка электронов 3. Облучение осуществляли при остаточном давлении аргона в рабочей камере установки, равном примерно 0,02 Па. Структуру стали в исходном состоянии и после усталостных испытаний исследовали методами сканирующей (поверхность облучения, фрактография поверхности разрушения) и просвечивающей электронной дифракционной микроскопии. Методами просвечивающей электронной лифракционной микроскопии изучали фольги. расположенные на расстоянии примерно 10 и 80 мкм от поверхности (стороны образца, расположенной противоположно концентратору напряжений и подвергнутой обработке электронным пучком), а также фольги, включающие саму поверхность облучения [9-11].

Ранее было показано [12], что термическая обработка стали марки 20Х23H18 сформировала кристаллическое состояние с дислокационной субструктурой в виде сеток и скалярной плотностью дислокаций  $4 \cdot 10^{10}$  см<sup>-2</sup>. Термическая обработка стали сопровождается двойникованием; выявляются микродвойники одной, значительно реже, двух систем двойникования (рис. 1, *a*). Вдоль границ зерен в виде протяженных прослоек (рис. 1, *б*), реже – в объеме зерна в виде частиц округлой формы выявляются частицы карбидной фазы.

После термической обработки в стали возникают дальнодействующие поля напряжений, источниками которых являются границы раздела частица/матрица. Изгибные экстинкционные контуры (рис. 1, *a*), свидетельствующие о полях напряжений, начинаются и заканчиваются на указанных элементах структуры стали [13]. Ранее было показано, что амплитуда внутренних полей напряжений обратно пропорциональна поперечным размерам контура. В настоящей работе установлено, что наиболее высокий уровень внутренних полей напряжений формируется у границы раздела частица/матрица, наименее высокий – вблизи границ зерен.

<sup>&</sup>lt;sup>\*</sup> Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта РФФИ (проект № 12-02-00092-а) и ФЦП «Научные и научнопедагогические кадры инновационной России на 2009 – 2013 гг.» (гос. контракт № 02.740.11.0538).



Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение исходной структуры стали. Стрелками на поз. *а* указаны изгибные экстинкционные контуры, на поз. *б* – частицы второй фазы, расположенные вдоль границы зерна

Электронно-пучковая обработка в указанном режиме привела к высокоскоростным плавлению и последующей кристаллизации слоя толщиной до 10 мкм. Размеры зерен поверхностного слоя изменяются в пределах от 10 до 100 мкм (рис. 2, a). В объеме зерен обнаруживается структура ячеистой кристаллизации, размеры ячеек изменяются в пределах от 200 до 400 нм (рис. 2,  $\delta$ ).

Образцы стали после электронно-пучковой обработки и усталостного нагружения выдерживали в 1,3 раза большее число циклов до разрушения, чем необработанные. Данные сканирующей электронной микроскопии показывают, что поверхность разрушения состоит из слоя толщиной около 1,5 мкм со структурой ячеис-



Рис. 2. Структура поверхности, формирующаяся в результате обработки стали 20Х23Н18 электронным пучком. Сканирующая электронная микроскопия

той кристаллизации (рис. 3), слоя толщиной 8 – 10 мкм со столбчатой структурой и последующей зоны термического влияния.

В поверхностном слое размеры ячеек изменяются в пределах от 250 до 400 нм, что близко к размерам ячеек, выявленных при анализе поверхности стали методами сканирующей электронной микроскопии. Ячейки кристаллизации практически не разориентированы друг относительно друга, о чем свидетельствует отсутствие особенностей в виде тяжей рефлексов микроэлектронограммы, представленной на рис. 3,  $\delta$ . В стыках границ ячеек кристаллизации выявляются частицы второй фазы (частицы карбида хрома), указанные на рис. 3, a стрелками. В объеме ячеек кристаллизации наблюдается дислокационная субструктура в виде сеток. Скалярная плотность дислокаций составляет примерно 5,2 $\cdot 10^{10}$  см<sup>-2</sup>.

В структуре поверхностного слоя выявляются зерна, содержащие микродвойники двух-трех систем их взаимодействия, что приводит к фрагментации структуры стали. Размеры фрагментов изменяются в пределах от 75 до 220 нм. Анализ структуры поверхностного слоя стали показывает, что максимальное количество (плот-



Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение структуры ячеистой кристаллизации стали 20Х23Н18, подвергнутой электронно-пучковой обработке и последующему разрушению в результате усталостных испытаний:

а – светлое поле (стрелками указаны частицы карбидной фазы, расположенные на границах и в стыках границ ячеек кристаллизации);
 б – микроэлектронограмма данного участка фольги
ность) контуров наблюдается в объеме стали, содержащем взаимодействующие микродвойники.

Согласно результатам работы [13], можно сделать заключение, что взаимодействие микродвойников приводит к формированию в стали объемов, характеризующихся относительно высокой плотностью и высоким уровнем внутренних полей напряжений, т.е. объемов, потенциально опасных в условиях механического нагружения стали.

Структура, формирующаяся на глубине примерно 10 мкм, отличается от структуры поверхностного слоя лишь в количественном отношении. Отмечено существенное диспергирование фрагментов, формирующихся в зоне взаимодействия микродвойников: размеры фрагментов изменяются в пределах от 50 до 80 нм, что в 2 – 3 раза меньше размеров фрагментов структуры поверхностного слоя.

В структуре слоя, расположенном на глубине примерно 80 мкм, объемная доля областей с фрагментами в 2,3 раза выше по сравнению со структурой поверхностного слоя. Кроме того, наблюдается увеличение толщины слоя с наноразмерной фрагментированной структурой. Дальнейшая эволюция фрагментированной субструктуры приводит, как отмечено в работах [14, 15], к зарождению очагов вязкого разрушения.

**Выводы.** Электронно-пучковая обработка, повышающая усталостную долговечность стали 20Х23H18, приводит при нагружении к образованию взаимодействующих систем микродвойников и фрагментации структуры, неспособной к дальнейшей эволюции. Эти области являются очагами зарождения субмикротрещин.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Соснин О.В. Эволюция структурно-фазовых состояний аустенитных сталей при усталости. – Новосибирск: Наука, 2002. – 211 с.
- Терентьев В.Ф. Усталость металлических материалов. – М.: Наука, 2002. – 248 с.
- Иванов Ю.Ф., Коваль Н.Н., Горбунов С.В. и др. // Изв. вуз. Физика. 2011. № 5. С. 61 – 69.
- **4.** Иванов Ю.Ф., Горбунов С.В., Воробьев С.В. и др. // Физическая мезомеханика. 2011. Т. 11. № 1. С. 75 – 82.
- Громов В.Е., Горбунов С.В., Иванов Ю.Ф. и др. // Поверхность. 2011. № 10. С. 62 – 67.
- Ivanov Yu.F., Konovalov S.V., Gromov V.E. // Arab. Journal. Science and Eng. A. 2009. V. 34. № 2. P. 233 – 243.
- 7. Коваль Н.Н., Иванов Ю.Ф. // Изв. вуз. Физика. 2008. № 5. С. 60 – 70.
- Марочник сталей и сплавов / Под ред. В.Г. Сорокина. М.: Машиностроение, 1989. – 640 с.
- Электронная микроскопия тонких кристаллов / П. Хирш, А. Хови, Р. Николсон и др. – М.: Мир, 1968. – 574 с.
- 10. Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. – М.: Металлургия, 1973. – 584 с.
- Эндрюс К., Дайсон Д., Киоун С. Электронограммы и их интерпретация. – М.: Мир, 1971. – 256 с.
- Воробьев С.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2012. № 4. С. 51 – 53.
- 13. Физика и механика волочения и объемной штамповки / В.Е. Громов, Э.В. Козлов, В.И. Базайкин и др. – М.: Недра, 1997. – 293 с.
- 14. Терентьев В.Ф.//ДАНСССР. 1969. Т. 185. № 2. С. 324 326.
- 15. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. – М.: Металлургия, 1986. – 224 с.

© 2012 г. В.В. Сизов, В.Е. Громов, Ю.Ф. Иванов, С.В. Воробьев, С.В. Коновалов Поступила 7 ноября 2011 г.

УДК 621.77:539.21

## О.Ю. Ефимов<sup>1</sup>, Ю.Ф. Иванов<sup>2</sup>, В.Е. Громов<sup>3</sup>, А.Б. Юрьев<sup>1</sup>, В.В. Пискаленко<sup>4</sup>

<sup>1</sup>ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат» <sup>2</sup> Институт сильноточной электроники СО РАН <sup>3</sup> Сибирский государственный индустриальный университет <sup>4</sup> Кемеровский государственный университет

## ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ ПЛАЗМЕННО УПРОЧНЕННОГО ЧУГУННОГО ВАЛКА<sup>\*</sup>

Плазменная закалка рабочей поверхности калибров чугунных валков значительно повышает их стойкость при горячей прокатке [1, 2] и улучшает показатели работы станов. Увеличение срока службы прокатных валков при плазменном упрочнении обусловлено диспергированием структуры поверхностного слоя и образованием закалочных структур [3, 4]. Разработка оптимальных режимов упрочнения должна базироваться на знании процессов структурообразования при различных технологических операциях. Для этого необходимо исследование механизмов и закономерностей формирования и эволюции структуры, фазового состава и дефектной субструктуры в литых чугунных валках при упрочне-

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

нии и их последующей эксплуатации [5]. Начало этим исследованиям для валков из чугуна марки СПХН положено в работах [3 – 6], где показано, что плазменное упрочнение приводит к формированию на поверхности многослойной структуры, состоящей из зоны оплавления и зоны термического влияния.

В настоящей работе методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии выполнен анализ структурно-фазовых состояний и дислокационной субструктуры плазменно упрочненного чугунного валка после прокатки 300 т арматуры.

В качестве материала исследования использованы калибры валка промежуточной клети № 10 для прокатки арматуры на стане 250 ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат». Калибры валка изготовлены из чугуна марки СПХН, содержащего 3,50 % С, 0,67 % Si, 0,40 % Mn, 0,77 % Сг, 1,50 % Ni (по массе). Как и в работах [1 – 5] поверхностное упрочнение калибров литых чугунных валков проводили на установке плазменной закалки УПН-303 с применением плазматрона прямого действия. В настоящей работе использован режим плазменного упрочнения: рабочий ток 90 А, напряжение дуги 17 В, скорость обработки 2 см/с, диаметр сопла 6 мм. Режим обработки отличался от используемых в работах [1 – 5].

Исследования структуры выполнены методами просвечивающей электронной микроскопии [7–9]. Для идентификации фаз применяли дифракционный анализ с использованием темнопольной методики и последующим индицированием микроэлектронограмм. Скалярную плотность дислокаций измеряли методом секущих с поправкой на невидимость дислокаций на микрофотографиях.

Метод тонких фольг позволяет проводить анализ структурно-фазового состояния материала практически на любом расстоянии от поверхности воздействия. В приповерхностном объеме валка выявлено присутствие двух слоев: слоя, полученного при оплавлении поверхности валка (зона оплавления), и слоя, полученного при преобразовании структурно-фазового состояния валка в условиях существования твердой фазы (зона термического влияния). После прокатки 300 т арматуры на поверхности калибра толщина оплавленного слоя изменяется в пределах приблизительно 60 - 150 мкм; толщина зоны термического влияния составляет 210 - 250 мкм. В соответствии с этими результатами исследованы структурно-фазовые состояния валка в следующих слоях: в слое, примыкающем к поверхности валка; в слое, расположенном в зоне оплавления (на глубине 30 - 40 мкм); в слое, расположенном на границе раздела зоны оплавления и зоны термического влияния (на глубине 60 - 70 мкм); в слое, расположенном в зоне термического влияния (на глубине 130 - 150 мкм).

*Структура слоя на поверхности валка.* Основной фазой поверхностного слоя валка является феррит, который имеет пластинчатую структуру. Поперечные размеры пластин изменяются в пределах 500 – 600 нм.

Выявлены участки, содержащие частицы оксида железа  $Fe_2O_3$  и оксикарбида железа  $Fe_2O_2CO_3$ . Частицы оксидной и оксикарбидной фаз располагаются областями в объеме зерен феррита либо протяженными прослойками вдоль границ зерен феррита.

Наряду с оксидной и оксикарбидной фазами в поверхностном слое выявлены частицы карбида железа двух морфологических разновидностей. Во-первых, наблюдаются частицы цементита пластинчатой формы, располагающиеся параллельными рядами в ферритной матрице. Продольные размеры пластин цементита изменяются в пределах 300 – 400 нм, поперечные размеры – в пределах 50 – 80 нм. Во-вторых, выявлены частицы цементита округлой формы, располагающиеся островками в ферритной матрице. Характерное электронно-микроскопическое изображение такой структуры представлено на рис. 1. Размеры таких частиц цементита изменяются в пределах 20 – 50 нм.

*Структура зоны оплавления.* В слое, расположенном на глубине 30 – 40 мкм от поверхности обработки, наблюдается двухфазная структура на основе α-железа. Преимущественной морфологией α-фазы являются пластины мартенсита, поперечные размеры которых изменяются в пределах 200 – 450 нм. Характерное изображение пластин приведено на рис. 2. В объеме пластин присутствует дислокационная субструктура в



Рис. 1. Зерна феррита с островками наноразмерного цементита, формирующиеся в поверхностном слое валка: *a* – светлопольное изображение (стрелками обозначены частицы цементита); *б* – темное поле, полученное в рефлексе [111]Fe<sub>3</sub>C; *в* – микроэлектронограмма (стрелкой указан рефлекс, в котором получено темнопольное изображение)



Рис. 2. Характерная структура феррита пластинчатого типа, формирующаяся в слое валка на глубине 30 – 40 мкм

виде хаоса и сеток. Скалярная плотность дислокаций изменяется в пределах  $(6 \div 7) \cdot 10^{10}$  см<sup>-2</sup>. Второй фазой, выявленной в этом слое, является цементит, он имеет форму пластинок и располагается в объеме пластин мартенсита. Продольные и поперечные размеры таких пластинок цементита изменяются в пределах 200 – 500 и 40 – 60 нм соответственно. Цементит также обнаружен вдоль границ пластин мартенсита в виде протяженных прослоек.

По мере удаления от поверхности плазменной обработки наряду с пластинчатой структурой выявляется зеренная. В объеме зерен присутствует дислокационная субструктура преимущественно сетчатого типа, скалярная плотность дислокаций составляет приблизительно 7,5·10<sup>10</sup> см<sup>-2</sup>. Вдоль границ зерен и пластин обнаруживаются области с фрагментированной субструктурой. В объеме зерен, в объеме и вдоль границ пластин феррита выявляются частицы цементита пластинчатой и сферической формы.

Структура слоя, расположенного на границе раздела зоны оплавления и зоны термического влияния. В слое, расположенном на границе раздела зоны оплавления и зоны термического влияния, выявлена многофазная структура, основной фазой которой является  $\alpha$ -железо нескольких морфологических разновидностей, реализация которых обусловлена механизмом полиморфного  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения.

Во-первых,  $\alpha$ -фаза присутствует в виде пластин (пластинчатый мартенсит), поперечные размеры которых изменяются в пределах от единиц микрометра до сотен нанометров. В объеме пластин выявляется дислокационная субструктура в виде сеток; скалярная плотность дислокаций достигает приблизительно  $6 \cdot 10^{10}$  см<sup>-2</sup>. Пластины содержат частицы цементита, которые располагаются как в объеме пластин, так и на их границах. Частицы цементита имеют преимущественно округлую форму, размеры частиц изменяются в пределах 10 – 25 нм. Очевидно, что такой морфологический тип  $\alpha$ -фазы сформирован в результате сдвигового механизма превращения. Следовательно, температура материала в этом слое превышала температуру полиморфного превращения. Присутствие частиц цементита в пластинах мартенсита обусловлено «самоотпуском» структуры (отпуском под действием остаточного тепла).

Во-вторых, наблюдается структура  $\alpha$ -фазы зеренного типа. В объеме зерен присутствует дислокационная субструктура в виде хаоса и сеток. Скалярная плотность дислокаций составляет 2,4·10<sup>10</sup> см<sup>-2</sup>. Зерна содержат выделения цементита дендритоподобного (рис. 3, *a*, *б*, *г*) и пластинчатого (рис. 3, *в*) типов.

В-третьих, наблюдается пластинчатая структура (рис. 4). В объеме пластин наблюдаются выделения цементита. По морфологическому признаку (пластины) и по взаимному расположению и форме частиц цементита (частицы имеют форму пластинок и расположены под углом примерно 30° к продольной оси пластины), эту структуру можно отнести к бейнитной [8].

В-четвертых, присутствуют зерна перлита пластинчатой морфологии (рис. 5), в которых пластины цементита чередуются с пластинами феррита. Очевидно, что данный тип структуры сформирован в результате диффузионного механизма  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения.

Пластины цементита и пластины феррита дефектны. Пластины феррита содержат дислокационную субструктуру в виде хаоса и сеток (рис. 5, *a*). Скалярная плотность дислокаций  $1,8 \cdot 10^{10}$  см<sup>-2</sup>. Пластины цементита дислокаций практически не содержат, дефектность пластин цементита заключается в их фрагментации. Размеры фрагментов изменяются в пределах 100 - 150 нм. Анализ микроэлектронограмм, полученных с зерен перлита, показывает, что фрагменты разориентированы. Азимутальная составляющая угла полной разориентации, определенная по размытию рефлексов [8, 9], изменяется в пределах  $5 - 9^{\circ}$ .

*Структура слоя термического влияния*. Микроструктура зоны термического влияния состоит из мартенсита, остаточного аустенита и ледебурита (перлитокарбидная эвтектика).

На рис. 6 приведены характерные электронно-микроскопические изображения структуры пластинчатого мартенсита. Индицирование микроэлектронограммы (рис. 6, *в*), полученной с данного участка фольги, дает основание заключить, что наряду с мартенситом в





Рис. 3. Феррито-цементитная структура пластинчатого типа, формирующаяся в слое валка на глубине 60 – 70 мкм: *a* – *в* – светлопольные изображения; *г* – темное поле, полученное в близкорасположенных рефлексах [110]α-Fe и [320]Fe<sub>3</sub>C; *д* – микроэлектронограмма (стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле)

структуре материала присутствует и остаточный аустенит. Остаточный аустенит располагается в виде протяженных прослоек вдоль границ пластинчатого мартенсита и отчетливо выявляется методами темнопольного анализа (рис. 6,  $\delta$ ).

В объеме пластин мартенсита присутствует дислокационная субструктура в виде сеток. Скалярная плотность дислокаций составляет примерно 10<sup>11</sup> см<sup>-2</sup>, что характерно для мартенситной структуры закаленной стали. В объеме кристаллов мартенсита присутствуют частицы карбида железа (цементит). Частицы цементита имеют округлую форму, размеры частиц составляют приблизительно 20 нм. Цементит в исследуемом слое чугуна выявляется и в виде включений субмикронных размеров (поперечные и продольные размеры составляют 0,3 – 0,6 и 1,0 – 2,5 мкм соответственно), располагающихся вдоль границ и в стыках границ зерен феррита.

**Выводы.** Методами электронной дифракционной микроскопии тонких фольг выполнены послойные исследования фазового состава и дефектной субструктуры плазменно упрочненного чугунного валка после прокатки 300 т арматуры. Проанализировано состояние материала на поверхности; в слое плазменного оплавления; в слое, расположенном на границе раздела зоны оплавления и зоны термического влияния (на глубине



Рис. 4. Бейнитная структура, формирующаяся в слое валка на глубине 60 – 70 мкм: *а* – светлопольное изображение; *б*, *в* – микроэлектронограмма



Рис. 5. Перлитная структура пластинчатого типа, формирующаяся в слое валка на глубине 60 – 70 мкм: *a* – светлопольное изображение; *б* – темное поле, полученное в близкорасположенных рефлексах [110]α-Fe + [201]Fe<sub>3</sub>C



Рис. 6. Мартенситная структура, формирующаяся в слое валка на глубине 130 – 150 мкм: *a* – светлопольное изображение; *б* – темное поле, полученное в близкорасположенных рефлексах [110]α-Fe + [002]γ-Fe; *в* – микроэлектронограмма

60-70 мкм); в слое, расположенном в зоне термического влияния (на глубине 130 – 150 мкм). Основными фазами поверхностного слоя и зоны оплавления являются α-фаза (твердый раствор на основе ОЦК кристаллической решетки железа) и карбид железа (цементит), дополнительными фазами являются оксиды и оксикарбиды железа. Размеры частиц цементита изменяются от десятков до сотен нанометров; форма частиц – пластинки, сфероиды и протяженные прослойки, расположенные вдоль границ α-фазы. В слое, разделяющем зоны оплавления и термического влияния, выявлено присутствие зерен феррита, мартенсита пластинчатой морфологии, перлита пластинчатой морфологии с высоким уровнем дефектности пластин цементита. В слое термического влияния кроме описанных фаз выявлено присутствие остаточного аустенита, расположенного в структуре пластинчатого мартенсита, и частиц цементита субмикронных размеров (поперечные и продольные размеры 0,3 - 0,6 и 1,0 - 2,5 мкм соответственно).

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

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 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.
- Ефимов О.Ю. Структурно-фазовые состояния и технологии производства упрочненной стальной арматуры и чугунных валков. – Новокузнецк: Изд-во «НПК», 2008. – 300 с.
- **3.** Белов Е.Г., Ефимов О.Ю., Иванов Ю.Ф. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2010. № 4. С. 34 – 36.
- Белов Е.Г., Ефимов О.Ю., Иванов Ю.Ф. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2010. № 12. С. 35 – 37.
- Структурно-фазовые состояния и свойства упрочненных стального проката и чугунных валков / В.Е. Громов, О.Ю. Ефимов, В.Б. Костерев и др. Новокузнецк: Изд-во «Интер-Кузбасс», 2011. 205 с.
- **6.** Ефимов О.Ю., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2012. № 2. С. 60 – 63.
- Электронная микроскопия в металловедении. Справ. изд. / А.В. Смирнова, Г.А. Кокрин, С.М. Полонская и др. – М: Металлургия, 1985. – 192 с.
- 8. У тевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. М.: Металлургия, 1973. 584 с.
- Электронная микроскопия тонких кристаллов / П. Хирш, А. Хови, Р. Николсон и др. – М.: Мир, 1968. – 574 с.

© 2012 г. О.Ю. Ефимов, Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов, А.Б. Юрьев, В.В. Пискаленко Поступила 24 июня 2011 г. УДК 621.78:532.54

### Э.Е. Бейгельзимер, Я.Е. Бейгельзимер

Донецкий национальный технический университет (Украина)

## ИНЖЕНЕРНЫЙ РАСЧЕТ ФОРМЫ СПРЕЙЕРНОЙ СТРУИ ДЛЯ ОХЛАЖДЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЛИСТОВ

Спрейерные струи, состоящие из отдельных капель жидкости, широко используются в металлургическом производстве для охлаждения продукции и инструмента. Такие струи формируются при истечении жидкости под давлением из сопла форсунки и имеют форму кругового или сплющенного конуса, так называемого конуса орошения. Образующие конуса орошения в общем случае искривлены из-за воздействия на движущиеся капли сил тяжести и сопротивления среды. На рис. 1 показана схема натекания струй из веерных форсунок на поверхность листа. Область, которую накрывает струя на охлаждаемой поверхности, называют пятном орошения. Задача расчета фактических размеров этого пятна с учетом реальной кривизны образующих конуса орошения до настоящего времени не решена в виде аналитических функций. Объясняется это тем, что дифференциальное уравнение движения капли в поле тяжести с учетом сопротивления среды в общем случае не интегрируется в квадратурах, соответственно в различных технических приложениях оно решается численно (см. работы [1-4], а также работу Л.А. Полеводы<sup>1</sup>). В то же время, это не исключает возможности получения приближенного аналитического решения в частном случае.

Поиск именно такого приближенного решения был выполнен для условий работы форсунок водяного охлаждения и закалки металлических листов. Эти условия таковы: радиус капель  $0,3 \cdot 10^{-3}$  м  $< R < 2,0 \cdot 10^{-3}$  м, расстояние от выпускного сечения форсунки до охлаждаемой поверхности 0,1 м < H < 2,0 м, угол вылета капель к горизонтали  $30^{\circ} \le \beta_0 < 90^{\circ}$ , скорость вылета капель 10 м/с  $< v_0 < 40$  м/с, число Рейнольдса Re =  $v_0 2R/v_a > 800$ (где  $v_a$  – кинематическая вязкость среды, м<sup>2</sup>/с).

#### Уравнение движения капли

Запишем уравнение движения центра масс капли в парогазовой среде<sup>2</sup>:

$$\underline{\overline{l,2}} \qquad \qquad m\frac{d\vec{v}}{d\tau} = m\vec{g} + \vec{F}; \tag{1}$$

здесь m – масса капли;  $\vec{v}$  – вектор скорости капли;  $\tau$  – время;  $\vec{g}$  – вектор ускорения свободного падения;  $\vec{F}$  – вектор силы аэродинамического сопротивления.

В этом уравнении *не учтены реактивные силы* (допущение *I*), которые могут быть обусловлены коагуляцией данной капли с другими каплями, конденсацией на ней пара, а также ее частичным испарением. Правомочность указанного допущения для рассматриваемых условий подтверждается расчетами конденсации и испарения [5, с. 120 – 135], а также опытными данными о размерах капель на разных расстояниях от сопла [6, с. 52]. Кроме этого, в уравнении (1) предполагается, что *среда неподвижна* (допущение 2).



Рис. 1. Схема натекания плоских спрейерных струй на поверхность листа:

<sup>&</sup>lt;sup>1</sup> Полевода Л.А. Теплообмен в устройствах систем газоочистки конвертерных газов и усовершенствование системы водяного охлаждения. Автореф. дис. канд. техн. наук. – Череповец, 2010. 24 с.

<sup>&</sup>lt;sup>2</sup> Здесь и далее в рамке слева от формулы указаны номера допущений, при которых она справедлива. Допущения вводятся ниже по тексту. Все формулы записаны в системе СИ.

D – размер пятна орошения; H – расстояние от выпускного сечения форсунки до плоскости листа; L – длина струи по продольной оси; α – угол раскрытия струи; γ – угол наклона струи; ξ – угол разворота пятна орошения

#### Решение для капли верхней струи

Введем декартову систему координат (рис. 2). Начало координат (точку O) поместим в точку вылета капли из форсунки. Ось x направим горизонтально в плоскости вектора скорости капли. Ось y для капли, движущейся сверху вниз, направим вертикально вниз. Сила сопротивления  $\vec{F}$  направлена по прямой вектора скорости, поэтому все три вектора в уравнении (1) лежат в плоскости xOy, что позволяет записать это уравнение в проекциях на две оси координат:

$$\boxed{I, 2} \qquad m\frac{dv_x}{d\tau} = -F\cos\beta; \qquad (2)$$

$$[1,2] m\frac{dv_y}{d\tau} = -F\sin\beta + mg, (3)$$

где *F* и *g* – величины соответствующих векторов;  $\beta$  – угол между вектором скорости  $\vec{v}$  и осью *x*;  $v_x$  и  $v_y$  – проекции скорости  $\vec{v}$  капли на оси *x* и *y* соответственно:

$$v_x = v\cos\beta; v_y = v\sin\beta.$$
(4)

*Считая каплю шаром* (допущение 3), ее массу выразим так:

$$\boxed{3} \qquad \qquad m = \frac{4}{3}\pi R^3 \rho, \tag{5}$$

где р – плотность жидкости.

Сила аэродинамического сопротивления для шара определяется как [7, с. 348]

$$F = \frac{1}{2} c \pi R^2 \rho_a v_r^2, \qquad (6)$$

где  $\rho_a$  – плотность среды;  $v_r$  – скорость капли относительно среды; c – коэффициент лобового сопротивления, в общем случае зависящий от числа Рейнольдса.

Для шара при Re > 800 коэффициент лобового сопротивления остается практически постоянным и равным



Рис. 2. Расчетная схема к уравнению движения капли

примерно c = 0,45 [8, с. 487]. Считая по допущению 2, что  $v_r = v$ , и используя выражение (5), преобразуем формулу (6) к виду

$$[2,3] F = \frac{1}{2} c \pi R^2 \rho_a v^2 = \frac{3}{8} \frac{mc}{R} \frac{\rho_a}{\rho} v^2. (8)$$

Подставим эту формулу в уравнения (2), (3), сократим в обеих частях уравнений массу капли и используем соотношения (4). В результате получим

$$\frac{dv_x}{d\tau} = -Sv_x v; \tag{9}$$

$$\frac{\overline{I-3}}{d\tau} = -Sv_yv + g, \qquad (10)$$

где символом S обозначен комплекс параметров, имеющий размерность м<sup>-1</sup>:

$$S = \frac{3}{8} \frac{c}{R} \frac{\rho_a}{\rho}.$$
 (11)

Умножим уравнение (9) на  $v_y$ , а уравнение (10) – на  $v_x$ . После вычитания первого уравнения из второго и деления обеих частей на  $v_x^2$  получим

$$\boxed{1-3} \qquad \qquad \frac{di}{d\tau} = \frac{g}{v_x},\tag{12}$$

где символом *i* обозначен тангенс угла наклона вектора скорости к горизонтали:

$$tg\beta \equiv i = \frac{v_y}{v_x}.$$
 (13)

Присоединяя уравнение (9), получим систему двух уравнений:

$$\boxed{I-3} \qquad \begin{cases} \frac{dv_x}{d\tau} = -Sv_x^2 i \sqrt{1 + \frac{1}{i^2}};\\ \frac{di}{d\tau} = \frac{g}{v_x}. \end{cases}$$
(14)

В первом уравнении системы учтено, что

$$v = \sqrt{v_x^2 + v_y^2} = v_x \sqrt{1 + i^2} = v_x i \sqrt{1 + \frac{1}{i^2}}.$$
 (15)

Вместо времени т введем независимую переменную у:

$$\frac{dv_x}{d\tau} = \frac{dv_x}{dy} \cdot \frac{dy}{d\tau} = \frac{dv_x}{dy} v_y = \frac{dv_x}{dy} iv_x;$$
(16)

$$\frac{di}{d\tau} = \frac{di}{dy} \cdot \frac{dy}{d\tau} = \frac{di}{dy} v_y = \frac{di}{dy} i v_x.$$
 (17)

С учетом этих соотношений система (14) преобразуется к виду (18)

1-3

 $\begin{cases} \frac{dv_x}{dy} = -Sv_x \sqrt{1 + \frac{1}{i^2}};\\ iv_x^2 \frac{di}{dy} = g. \end{cases}$ 

Итак, имеем систему двух обыкновенных дифференциальных уравнений с двумя неизвестными функциями v, и *i*. Начальными условиями являются:

при 
$$y = 0$$

$$\begin{cases}
v_x = v_0 \cos \beta_0; \\
i = \operatorname{tg} \beta_0 \equiv i_0,
\end{cases}$$
(19)

где  $v_0$  и  $\beta_0$  – скорость капли и угол ее наклона к оси *х* при вылете из форсунки (рис. 2).

В общем случае система (19) не интегрируется в квадратурах. Чтобы найти приближенное решение, проанализируем квадратный корень в первом уравнении. Поскольку для капли, движущейся вниз, угол β может только возрастать, то

$$1 \le \sqrt{1 + \frac{1}{i^2}} < \sqrt{1 + \frac{1}{i_0}}.$$
 (20)

Применительно к нашему случаю учтем, что  $\beta_0 \ge 30^\circ$ . Для таких углов в первом приближении можно принять, что *параметр*  $\sqrt{1+1/i^2}$  *является величиной постоянной* (допущение 4):

$$\boxed{4} \qquad \qquad \sqrt{1 + \frac{1}{i^2}} \equiv k_{\nu} \approx \text{const.} \tag{21}$$

Согласно неравенству (20) константу  $k_v$  можно оценить интервалом

$$1, 0 \le k_{\nu} < \sqrt{1 + \frac{1}{i_0}} = \frac{1}{\sin \beta_0}.$$
 (22)

С учетом допущения 4 первое уравнение системы (18) принимает вид

$$\boxed{1-4} \qquad \qquad \frac{dv_x}{dy} = -k_y S v_x. \tag{23}$$

Принимаем постоянными коэффициент аэродинамического сопротивления (допущение 5) и радиус капли по всей траектории ее движения (допущение 6):

$$5 c = \text{const}; (24)$$

В рамках этих двух допущений параметр S является величиной постоянной (S = const), а дифференциальное уравнение (23) — линейным и однородным. Разделяя в нем переменные, после интегрирования находим общее решение:

$$\boxed{1-6} \qquad \ln v_x = -k_y S_y + \ln C_0. \tag{26}$$

Константа интегрирования определяется первым из начальных условий (19):  $C_0 = v_0 \cos\beta_0$ . Окончательно находим горизонтальную проекцию скорости капли:

$$l-6$$
  $v_x = v_0 \cos \beta_0 \exp(-k_y S_y).$  (27)

Обратимся ко второму уравнению системы (18), которое с учетом выражения (27) принимает вид

$$\boxed{1-6} \qquad iv_0^2 \cos^2 \beta_0 \exp\left(-2k_v S y\right) \frac{di}{dy} = g.$$
(28)

Интегрированием этого уравнения после разделения переменных получим

$$\overline{l-6} \qquad i^{2} = \frac{g}{k_{v}Sv_{0}^{2}\cos^{2}\beta_{0}}\exp\left(2k_{v}Sy\right) + C_{1}, \qquad (29)$$

где константа интегрирования определяется вторым из начальных условий (19):

$$C_1 = i_0^2 - \frac{g}{k_v S v_0^2 \cos^2 \beta_0}.$$
 (30)

Подставляя это выражение в формулу (29), находим выражение для *i*:

$$\overline{\underline{I-6}} \qquad i = \sqrt{i_0^2 + g \frac{\exp(2k_v Sy) - 1}{k_v Sv_0^2 \cos^2 \beta_0}}.$$
(31)

Итак, для летящей вниз капли получены две аналитические функции: (27) – для горизонтальной проекции скорости капли и (31) – для тангенса угла наклона траектории. Подставляя их в формулу (15), находим полную скорость капли:

1-6 
$$v = v_0 \exp(-k_v Sy) \sqrt{1 + g \frac{\exp(2k_v Sy) - 1}{k_v Sv_0^2}}.$$
 (32)

В полученных функциях неизвестной остается константа  $k_v$ , которую назовем *параметром модели по скорости*. Для определения значения этого параметра в рамках его интервальной оценки (22) выполнено численное моделирование системы дифференциальных уравнений (18) с начальными условиями (19). В исследуемой области значений параметров (см. вводную часть) хорошее соответствие (с отклонением не более 7 %) дают следующие значения  $k_v$ :

$$k_{\nu} = \frac{1}{\sin \beta_0} \qquad \text{при } E \le 0,17;$$
  

$$k_{\nu} = \frac{1}{6} \left( 1 + \frac{5}{\sin \beta_0} \right) \text{ при } E > 0,17,$$
(33)

где 
$$E = \frac{y\sqrt{gS}}{v_0 \sin \beta_0}$$
 – безразмерное число.

#### Решение для капли нижней струи

Для капли, движущейся вверх, формулы отличаются от записанных выше только знаком перед ускорением *g*. Поэтому тангенс угла наклона траектории (аналог (31)) записывается так:

$$\boxed{I-6} \qquad i = \sqrt{i_0^2 - g \frac{\exp(2k_v S y) - 1}{k_v S v_0^2 \cos^2 \beta_0}}, \qquad (34)$$

а формула скорости капли нижней струи имеет вид (аналог (32))

$$\boxed{I-6} \quad v = v_0 \exp(-k_v S y) \sqrt{1 - g \frac{\exp(2k_v S y) - 1}{k_v S v_0^2}}.$$
 (35)

При этом, поскольку угол  $\beta$  для капли, летящей вверх, может только уменьшаться, для параметра  $k_v$  в этом случае применима только нижняя оценка:  $k_v \ge 1/\sin\beta_0$ . Путем сравнения расчетов по формуле (35) с результатами численного интегрирования установлено, что при  $k_v = 1/\sin\beta_0$  отклонение этих результатов не превышает 8 %.

#### Аналитическое описание траектории капли

Дифференциальное уравнение траектории dx = dy/iпри подстановке функции *i* в виде (31) или (34) не интегрируется в квадратурах. Поэтому для получения инженерного решения соединим начало координат *O* с произвольной точкой траектории *T*(*x*,*y*) радиус-вектором  $\vec{r}$  (рис. 2). Пусть  $\beta_r$  – угол наклона этого радиусвектора к оси *x*. В первом приближении примем, что

$$\operatorname{tg}\beta_r \equiv i_r = \frac{i_0 + i}{2},\tag{36}$$

и взамен дифференциального уравнения dx = dy/i опишем траекторию капли уравнением  $x = y/i_r$ . Вносимую этим приемом неизвестную погрешность отнесем к параметру модели, другими словами, вместо параметра модели по скорости  $k_v$  введем другую постоянную величину  $k_x$ , которую назовем *параметром модели по траектории*.

Подставим в уравнение  $x = y/i_r \phi$ ормулу (36), а в выражениях (31) и (34) для функции *i* заменим параметр  $k_v$  на новый параметр  $k_x$ . В результате получим

$$x = \frac{2y}{i_0 + \sqrt{i_0^2 \pm g \frac{\exp(2k_x Sy) - 1}{k_x Sv_0^2 \cos^2 \beta_0}}}.$$
 (37)

Знак «+» в подкоренном выражении этой формулы относится к капле верхней струи (движущейся вниз), а

знак «-» - к капле нижней струи (движущейся вверх).

Раскрывая обозначение  $i_0 = tg\beta_0$ , формулу (37) можно привести к виду

$$x = \frac{2y \operatorname{ctg} \beta_0}{1 + \sqrt{1 \pm \Omega}},$$
(38)

где  $\Omega = g \frac{\exp(2k_x Sy) - 1}{k_x Sv_0^2 \sin^2 \beta_0}.$ 

#### Параметр модели по траектории

Значение параметра  $k_x$  определено путем адаптации расчетов по формуле (38) к результатам численного интегрирования уравнения движения капли. В рамках исследуемой области работы форсунок установлены значения параметра  $k_x$ , обеспечивающие хорошую интервальную оценку траектории капли:

 – нижнюю оценку для капли верхней струи дают значения

$$k_x = \frac{1}{\sin \beta_0}$$
 при  $y\sqrt{gS} \le 0,17v_0 \sin \beta_0;$   
 $k_x = \frac{1}{2} \left( 1 + \frac{1}{\sin \beta_0} \right)$  при  $y\sqrt{gS} > 0,17v_0 \sin \beta_0;$ 

- *верхнюю оценку* для капли *нижней* струи дает зна-

чение 
$$k_x = \frac{1}{\sin \beta_0};$$

– верхнюю оценку для капли верхней струи и нижнюю оценку для нижней струи дает значение  $k_x = 1,0$ .

Некоторые примеры сравнительных расчетов при  $\beta = 30^{\circ}$  представлены на рис. 3 и 4 соответственно для капель верхней и нижней струи. Погрешность указанных интервальных оценок составляет не более ±5 %. На основании выполненного анализа в качестве значения параметра  $k_x$ , отвечающего средней оценке траектории капли, может быть принято арифметическое среднее из указанных выше значений, т.е.

*– среднюю оценку* для капли *верхней* струи дает значение

$$k_{x} = \frac{1}{2} \left( 1 + \frac{1}{\sin \beta_{0}} \right) \, \text{при} \quad y \sqrt{gS} \le 0,17v_{0} \sin \beta_{0};$$
$$k_{x} = \frac{1}{4} \left( 3 + \frac{1}{\sin \beta_{0}} \right) \, \text{при} \quad y \sqrt{gS} > 0,17v_{0} \sin \beta_{0};$$

- среднюю оценку для капли нижней струи дает зна-

чение 
$$k_x = \frac{1}{2} \left( 1 + \frac{1}{\sin \beta_0} \right)$$

Погрешность расчета по формуле (38) относительно результатов численного моделирования при значении параметра модели  $k_x$  по последним трем уравнениям



Рис. 3. Траектория капли верхней струи: *I* – численное моделирование; *2* и *3* – функция (38) при параметрах модели (39) и (41); *4* – номинальная траектория без учета силы тяжести и сопротивления среды

составляет не более  $\pm 2\%$  во всем исследуемом диапазоне изменения исходных данных.

Выводы. В рамках допущений, правомочных для условий работы форсунок водяного охлаждения горячих металлических листов, получено приближенное аналитическое решение дифференциального уравнения движения капли в поле тяжести с учетом сопротивления парогазовой среды. Значение параметра модели установлено путем сравнения расчетов с результатами численного интегрирования отдельно для капель, движущихся вниз и вверх. В итоге получены формулы для скорости капли и угла наклона ее траектории к горизонтали. Они учитывают радиус, величину и направление скорости при вылете из форсунки. Погрешность расчета относительно результатов численного моделирования не превышает 8 %. На основе предложенного решения получено приближенное уравнение траектории движения капли. Установлены значения параметра модели, отвечающие верхней, нижней и средней оценке траектории. Расчетная погрешность интервальных оценок не превышает ±5 %, средней оценки – не более ±2 %.



Рис. 4. Траектория капли нижней струи: *I* – численное моделирование; *2* и *3* – функция (38) при параметрах модели (40) и (41); *4* – номинальная траектория без учета силы тяжести и сопротивления среды

Полученные аналитические решения могут стать основой для расчета фактических размеров пятна орошения спрейерной струи на охлаждаемой поверхности с учетом реальной кривизны образующих конуса орошения.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. В и н о г р а д о в А.Г. // Вестник Национального технического университета Украины «Киевский политехнический институт». Сер. «Машиностроение». 2008. № 53. С. 84 – 88.
- Абрамов Ю.А., Росоха В.Е., Шаповалова Е.А. Моделирование процессов в пожарных стволах. – Харьков: Фолио, 2001. – 195 с.
- Физические основы рабочего процесса в камерах сгорания воздушно-реактивных двигателей / Б.В. Раушенбах, С.А. Белый, В.Я. Борадачев и др. – М.: Машиностроение, 1964. – 530 с.
- Евстигнеев В.В., Еськов А.В., Клочков А.В. // Ползуновский вестник. 2006. № 4. С. 58 – 63.
- И саченко В.П., Кушнырев В.И. Струйное охлаждение. – М.: Энергоатомиздат, 1984. – 216 с.
- **6.** Лабейш В.Г. Жидкостное охлаждение высокотемпературного металла. Л.: Изд-во Ленингр. ун-та, 1983. 172 с.
- Кутателадзе С.С. Теплопередача и гидродинамическое сопротивление: Справочное пособие. – М.: Энергоатомиздат, 1990. – 367 с.
- Идельчик И.Е. Справочник по гидравлическим сопротивлениям / Под ред. М.О. Штейнберга. М.: Машиностроение, 1992. – 672 с.

© 2012 г. Э.Е. Бейгельзимер, Я.Е. Бейгельзимер Поступила 12 января 2012 г. УДК 669.141.247.2:669.181.422

#### А.М. Амдур, М. Лхамсурэн, Д.В. Благин

Уральский государственный горный университет

## РОЛЬ ПРОДУКТОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ДЕСТРУКЦИИ УГЛЯ В ПРОЦЕССЕ МЕТАЛЛИЗАЦИИ ЖЕЛЕЗОРУДНЫХ МАТЕРИАЛОВ<sup>1</sup>

Губчатое железо обладает рядом преимуществ, поэтому его производство продолжает расти. При этом опережающими темпами развиваются технологии металлизации (SL/RN, Tisco и др.), использующие в качестве восстановителя уголь, доля которых в мировом производстве превысила 23 %.

Уголь содержит значительное количество летучих компонентов: 4 – 6 % в антрацитах, 14 – 16 % в тощих углях и до 35 – 40 % в бурых. Роль продуктов термической деструкции угля в процессах восстановления железных руд и науглероживания металла не изучена.

Выделение газообразных продуктов термической деструкции каменных углей исследовали с помощью термоанализатора STA 449 C Jupiter, оборудованного масс-спектрометром QMC 230<sup>\*</sup>. Термоанализатор позволяет определять небольшие изменения массы и тепловые эффекты с высокой точностью (погрешность взвешивания составляет 10<sup>-8</sup> г; измерения тепловых эффектов – 1 мВ). Это дает возможность проводить опыты с монослоями частиц угля, что, вероятно, исключает вторичное взаимодействие продуктов его термической деструкции. Масса навесок составляла 10,31 – 31,18 мг. Скорость нагрева равна 10 °С/мин. Такие приборы ранее не использовались для изучения каменных углей.

Опыты были поставлены так, что позволили идентифицировать продукты разложения угля непосредственно при их выделении, то есть определить первичный состав выделяющихся газов, которые состоят из СН<sub>4</sub>, CO<sub>2</sub>, H<sub>2</sub> и H<sub>2</sub>O. Содержание углеводородов парафинового и олефинового типа, а также ароматических углеводородов, вероятно, ниже пределов чувствительности масс-спектрометров, поэтому они не зарегистрированы. Соотношение между идентифицированными компонентами меняется при нагреве. Интенсивное выделение метановых углеводородов относится к диапазону температур  $T = 440 \div 500$  °C, при этом содержание диоксида углерода постепенно снижается. При температуре выше 580 °С в составе газа начинает преобладать водород, количество метана падает. Вода присутствует в газовой фазе до  $T = 700 \div 800$  °C. При использованных скорос-

\* При участии М.В. Шибановой.

тях нагрева скорость выделения летучих компонентов резко уменьшается при температурах более 800 °C.

Исходя из состава продуктов термической деструкции угля, не исключено выделение высокодисперсного сажистого углерода по реакциям  $CH_4 = C + H_2$ ,  $CO_2 + C = 2CO$ ,  $CO + H_2 = C + H_2O$ , что приведет к науглероживанию железа. Кроме того, метан и водород могут участвовать в процессах его восстановления.

Весовым методом исследована металлизация магнетитового концентрата с 63,4 % железа бурым углем содержащим 77,0 % С и 36,88 % летучих компонентов в пересчете на сухое беззольное состояние. Рассматриваемый уголь относится к Шарынгольскому месторождению (Монголия).

Образцы для опытов готовили в виде таблеток диам. 21 мм и высотой 6 мм путем прессования смеси концентрата крупностью менее 0,01 мм, угля крупностью менее 0,02 мм и бентонита в качестве связующего крупностью менее 0,02 мм.

Для предварительного удаления летучих компонентов и влаги измельченный уголь подвергали термической обработке в токе диоксида углерода при температуре 650 °C в течение часа. Зафиксированное уменьшение массы угля согласуется с данными технического анализа по содержанию влаги и летучих. Величина V<sup>daf</sup> не превышала 0,5 % (соответствует воспроизводимости результатов определения летучих компонентов по ГОСТ 6382 – 2001).

Результаты по содержанию углерода в конечном продукте (степень металлизации изменялась от 44,3 % при 800 °C до 92,7 % при 1150 °C) показаны на рисунке. Как следует из рисунка, оно не зависит от того, есть ли





<sup>&</sup>lt;sup>1</sup> Работа выполнена при финансовой поддержке Фонда содействия развитию малых форм предприятий в научно-технической сфере.

в угле летучие компоненты или их нет. Следовательно, продукты термической деструкции угля практически не участвуют в науглероживании восстановленных железорудных материалов.

Исследование роли летучих компонентов угля на степень металлизации железорудного концентрата показало, что они повышают ее при прочих равных условиях, однако повышение незначительно.

УДК 669.046

#### М.П. Ревун, В.Ю. Зинченко, В.И. Иванов

Запорожская государственная инженерная академия

## ОБ УПРАВЛЕНИИ СТАДИЙНЫМ СЖИГАНИЕМ ТОПЛИВА В МЕТОДИЧЕСКИХ ПЕЧАХ

Решение задачи управления стадийным сжиганием топлива в методических печах, обеспечивающего стабилизацию давления в различных зонах печи при переменных тепловых нагрузках, возможно при схемах отопления с управляемым объемом продуктов сгорания<sup>1</sup>.

В этом случае стадийное сжигание топлива в печах рассматриваемого типа осуществляется путем сжигания газообразного топлива в томильной и сварочных зонах с коэффициентом  $\alpha_1 < 1$  расхода первичного воздуха, а также его дожигания в методической зоне за счет дополнительного вторичного воздуха при коэффициенте расхода  $\alpha_2 > 1$ .

Управлением этим процессом предусматривается изменение во времени тепловой нагрузки, обеспечивающей заданную температуру  $t_{3a,i}$  по зонам печи, а также объемного расхода продуктов сгорания, при котором распределение статического давления  $P_i$  в объеме отдельных зон соответствует заданному значению  $\alpha_2$ , при котором сжигание завершается в пределах печи.

Количество теплоты, вводимой в *i*-ую зону печи, можно представить как

$$\sum_{k=1}^{m} \alpha_{1} B_{T_{i,k}} \left[ Q_{H}^{p} \right]_{k} + q_{T} + q_{B} = Q_{i}(t_{i}), \qquad (1)$$

где  $B_{T_{i,k}}$  – расход *k*-го топлива, сжигаемого в *i*-ой зоне;  $\left[ Q_{\mu}^{p} \right]_{k}^{p}$  – теплота сгорания *k*-го топлива;  $q_{\tau}$  и  $q_{\mu}$  – физическая теплота топлива и воздуха соответственно.

Объемный расход продуктов сгорания  $V_i(P_i)$ , проходящих через *i*-ую зону печи и определяющих избыточное статическое давление в *i*-ой зоне, можно определить с использованием уравнения материального баланса: Таким образом, экспериментально установлен состав первичных продуктов термической деструкции угля и показано, что они участвуют в восстановлении, но их выделение не приводит к повышению содержания углерода в губчатом железе.

> © 2012 г. А.М. Амдур, М. Лхамсурэн, Д.В. Благин Поступила 30 января 2012 г.

## $V_{i=1} + \sum_{k=1}^{m} \alpha_1 B_{T_{i,k}} V_{i,k} = V_i(P_i), \qquad (2)$

где  $V_{i=1}$  и  $V_{i,k}$  – объемный расход продуктов сгорания в первой зоне печи и *k*-го топлива в *i*-ой зоне.

Расход  $L^{l}_{B,i}$  воздуха, необходимого для реализации первой стадии сжигания топлива в *i*-ой зоне печи, рассчитывают как

$$L_{{}_{\mathrm{B},i}}^{1} = \sum_{k=1}^{m} \alpha_{1} L_{0,i} B_{T_{i,k}}, \qquad (3)$$

где  $L_{0,i}$  – теоретический объем воздуха, необходимого для сжигания единицы *k*-го топлива.

На второй стадии сжигания топлива расход  $L^2_{\text{в,}i}$  воздуха в *i*-ой зоне печи определяют по формуле

$$L_{{}_{\mathrm{B},i}}^{2} = \sum_{k=1}^{m} (1 - \alpha_{i}) L_{0,i} B_{T_{i,k}}.$$
(4)

Его величина зависит как от значений  $\alpha_1$ , так и от условий перемешивания воздуха с продуктами недожога. Управление расходом воздуха на этой стадии осуществляется согласно выражению (4) с коррекцией по содержанию кислорода в продуктах сгорания на выходе из печи.

При отсутствии линейной зависимости между параметрами  $\left[Q_{\mu}^{p}\right]_{k}$  и  $V_{k}$  решение системы уравнений (1) и (2) позволяет определить комбинацию расходов топливных газов, обеспечивающих управляющее воздействие для температуры и давления.

При стадийном отоплении методической печи смесью природного и доменного газов рациональное распределение статического давления задается по результатам математического моделирования в виде величины давления в каждой из зон. Компоненты топлива подводят к печи раздельно, их комбинирование и сме-

<sup>&</sup>lt;sup>1</sup> Ш у льц Л.А. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2005. № 10. С. 62 – 69.

шивание осуществляют непосредственно перед подачей в горелочные устройства.

Для каждой отапливаемой *i*-ой зоны печи уравнения теплового баланса представляют в виде системы уравнений

$$\alpha_{1,i} Q_{\rm H,\,\rm nr}^{\rm p} B_{\rm nr,\,i} + \alpha_{1,i} Q_{\rm H,\,\rm nr}^{\rm p} B_{\rm nr,\,i} = Q_i (t_{\rm 3ad,\,i}); \tag{5}$$

$$\alpha_{1,i}V_{\mathrm{nr},i}B_{\mathrm{nr},i} + \alpha_{1,i}V_{\mathrm{nr},i}B_{\mathrm{nr},i} = V_i(P_{\mathrm{san},i}), \qquad (6)$$

где  $B_{\text{пг,}i}$  и  $B_{\text{дг,}i}$  – расход природного и доменного газов в *i*-ой зоне соответственно;  $Q_{\text{н, пг}}^{\text{p}}$ ,  $Q_{\text{н, дг}}^{\text{p}}$  – теплота сгорания вышеуказанных компонентов топлива;  $Q_i(t_{\text{зад,}i})$  и  $V_i(P_{\text{зад,}i})$  – количество теплоты и объемный расход продуктов сгорания для заданных значений температуры и давления в *i*-ой зоне печи соответственно. Регуляторы температуры и давления в зависимости от величины отклонения регулируемых параметров от заданного значения формируют управляющие воздействия  $Q(t_i)$  и  $V(P_i)$  для каждой зоны. Вычислительное устройство на основании уравнений (5) и (6) осуществляет корректировку задания регуляторам расхода природного и доменного газов.

Реализацию работы указанной системы автоматического управления осуществляют с использованием типовых микропроцессорных средств управления и возможности ее включения в АСУ ТП нагрева металла. Задание зонным регуляторам температуры и давления для каждого режима работы печи устанавливают в зависимости от информации о течении процесса и тепловом состоянии металла.

> © 2012 г. *М.П. Ревун, В.Ю. Зинченко, В.И. Иванов* Поступила 2 ноября 2011 г.

УДК 669.15:539.12:621.771

## К.В. Волков<sup>1</sup>, В.Я. Чинокалов<sup>1</sup>, С.В. Коновалов<sup>2</sup>

<sup>1</sup> ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат <sup>2</sup> Сибирский государственный индустриальный университет

## ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ АРМАТУРЫ ПРИ СЛИТТИНГ-ПРОЦЕССЕ И ПОСЛЕДУЮЩЕМ ТЕРМИЧЕСКОМ УПРОЧНЕНИИ

Одним из перспективных энергосберегающих методов прокатки арматурного профиля является слиттинг-процесс, обеспечивающий продольное разделение заготовки в процессе прокатки [1]. Знание закономерностей формирования структуры и фазового состава при прокатке-разделении и последующем упрочнении позволяет целенаправленно устанавливать оптимальные режимы обработок и формировать комплекс требуемых механических свойств [2, 3].

Для этих целей методами просвечивающей электронной микроскопии [4, 5] был проведен послойный анализ структуры, фазового состава и дефектной субструктуры стержневой арматуры из стали Ст3пс диам. 12 мм, полученной прокаткой на мелкосортном стане 250-1 по технологии продольного разделения раската и последующего термического упрочнения [6]. Технология прерванной закалки включала два последовательных цикла принудительного охлаждения (0,37 и 0,25 с в секциях 1 и 3 установки термического упрочнения под давлением воды 20 и 15 атм. соответственно) с промежуточным отогревом (0,37 с после секции 1). При такой обработке в сечении стержня формируется структурная неоднородность в виде ярко выраженного поверхностного слоя, переходных слоев

и осевой зоны, проявляющаяся в немонотонном изменении микротвердости от 2900 МПа на поверхности до 2000 МПа в сердцевине.

Количественные результаты электронно-микроскопического анализа приведены в таблице. В осевой зоне формируются структуры феррита с сетчатой и фрагментированной дислокационной субструктурой, перлита и квазиперлита. Феррит содержит наноразмерные частицы цементита (20 – 30 нм) округлой формы. Структура слоя на глубине приблизительно 3 мм от поверхности термической обработки состоит из феррита пластинчатой (объемная доля примерно 65 %) и зеренной (объемная доля примерно 20 %) морфологии, а также пластинчатого псевдоперлита (объемная доля примерно 15 %) (см. рисунок, поз. *а*). Частицы карбидной фазы имеют глобулярную и игольчатую морфологию.

Слой на глубине приблизительно 2 мм от поверхности представлен тем же набором структур (см. таблицу), который дополняют области пакетного мартенсита с объемной долей примерно 7 %. С приближением к поверхности (в слое на расстоянии приблизительно 1 мм) содержание псевдоперлита уменьшается до 6 %, а пакетного мартенсита увеличивается до 17 % (см. рисунок, поз. б). Отличительной особенностью



Электронно-микроскопические изображения псевдо-перлита (a) и пакетного мартенсита ( $\delta$ )

Изменение	е объемных долей	і структур по	о сечению арматурь	Л

Расстояние от поверхности обработки, мм	Объемная доля, %, структуры							
	перлита пластинчатого	феррита пластинчатой морфологии	феррита зеренной морфологии	псевдо- перлита	мартенсита пакетного			
Центр	18	52		30	_			
3	_	65	20	15	_			
2	-	61	20	12	7			
1	-	46	31	6	17			
Поверхность	_	_	_	_	100			

пластинчатого феррита этого объема материала является образование зерен рекристаллизации. Структура поверхности представлена пакетным мартенситом, находящимся в отпущенном состоянии (мартенсит «самоотпуска») за счет аккумулированного объемом арматуры тепла, о чем свидетельствует пониженная (приблизительно  $5 \cdot 10^{10}$  см<sup>-2</sup>) скалярная плотность дислокаций (в два раза меньшая, чем у закаленного мартенсита [6]).

Механические свойства арматуры, полученные при прокатке-разделении и последующем термическом упрочнении, соответствуют ТУ 14-1-5254 – 94 для класса прочности А500С.

Выражаем благодарность Ю.Ф. Иванову за проведение электронно-микроскопического анализа.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Фастыковский А.Р., Волков К.В., Перетятько В.Н. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2011. № 10. С. 18 – 21.
- Волков К.В., Марьин Б.Н., Ким В.А. и др. // Заготовительные производства в машиностроении. 2010. № 9. С. 36 – 39.
- 3. Волков К.В., Марьин Б.Н., Ким В.А. и др. // Заготовительные производства в машиностроении. 2010. № 12. С. 45-48.
- **4.** У тевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. М.: Металлургия, 1973. 584 с.
- 5. Эндрюс К., Дайсон Д., Киоун С. Электронограммы и их интерпретация. М.: Мир, 1971. 256 с.
- Ефимов О.Ю. Структурно-фазовые состояния и технология производства упрочненной стальной арматуры и чугунных валков. – Новокузнецк: Изд-во НПК, 2008. – 300 с.

© 2012 г. К.В. Волков, В.Я. Чинокалов, С.В. Коновалов Поступила 5 мая 2012 г. УДК 621.77

## К.В. Волков<sup>1</sup>, М.В. Филиппова<sup>2</sup>, В.Н. Перетятько<sup>2</sup>

<sup>1</sup> ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат <sup>2</sup> Сибирский государственный индустриальный университет

## ПРОКАТКА РАЗДЕЛЕНИЕМ

Продольное разделение заготовки в процессе прокатки является эффективной технологией, позволяющей снизить материальные и энергетические затраты, а также увеличить производительность прокатных станов. Сущность этого способа прокатки заключается в формировании в подготовительном калибре раската, состоящего из нескольких профилей, соединенных перемычками. В последующем разделительном калибре осуществляется их разделение. Дальнейшая многониточная прокатка производится в одноручьевых калибрах.

В настоящее время продольное разделение проката в потоке стана реализуется по двум схемам: *I* – формирование сочлененного проката и продольное разделение его в валках прокатного стана; *2* – формирование сочлененного проката и его продольное разделение неприводным делительным инструментом.

Для исследования продольного разделения сочлененного профиля в валках прокатного стана проведено компьютерное моделирование с использованием пакета Deform 3D. Модель раската сочлененного профиля имела вид двух квадратов со стороной 11,5 мм и толщиной перемычки 7,0 мм при моделировании прокатки-разделения арматуры № 10 и стороной квадрата 14,0 мм, соединенных перемычкой 8,0 мм при моделировании арматуры № 12. В разделительном калибре получали два соединенных перемычкой толщиной 1,0 мм квадрата со стороной 11,0 и 13,5 мм при прокатке арматуры № 10 и 12 соответственно.

Условия моделирования: сталь марки Ст3пс; температура 1000 °С; коэффициент трения 0,5; скорость прокатки 10 м/с. Результаты ( $H_n$  и  $H_p$  – толщина перемычки до и после разрезки;  $\varepsilon_i$  – интенсивность деформаций;  $\sigma_i$  – интенсивность напряжений;  $\sigma_z$ ,  $\sigma_y$  и  $\sigma_x$  – напряжения по вертикали, по ширине и вдоль направления прокатки) компьютерного моделирования напряженно-деформированного состояния центрального слоя по оси разрезки приведены ниже:

Показатель	Значение в	показателя
$H_n$ , мм	7,0	8,0
$H_p$ , мм	1,0	1,1
ε <sub>i</sub>	1,30	1,98
$σ_i$ , Πα	9,32·10 <sup>7</sup>	6,8·10 <sup>7</sup>
$σ_z$ , Πα	$-2,26 \cdot 10^{8}$	$-1,13 \cdot 10^{8}$
σ <sub>y</sub> , Πа	$-2,28 \cdot 10^{8}$	$-5,14 \cdot 10^{7}$
σ <sub>r</sub> , Πа	$-1,34 \cdot 10^{8}$	-4,15.107

Можно отметить, что все нормальные напряжения по координатным осям отрицательны. Таким образом, напряженное состояние металла при разрезке перемычки является всесторонним сжатием. В таких условиях деформации происходит только передавливание металла перемычки без его разрушения. Для гарантированного разделения проката желательно использовать неприводной делительный инструмент, установленный после клети с разделительным калибром.

> © 2012 г. К.В. Волков, М.В. Филиппова, В.Н. Перетятько Поступила 30 мая 2012 г.

# НАНОСТРУКТУРНОЕ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ (Тематическая подборка статей)

УДК 669.046:541.18.539.21:532.6

## В.Е. Громов

Сибирский государственный индустриальный университет

## О НАНОМАТЕРИАЛАХ И НАНОТЕХНОЛОГИЯХ

Приоритетными направлениями развития физики конденсированного состояния и современного физического материаловедения являются изучение и создание наноматериалов и нанотехнологий. Согласно еще не совсем устоявшейся терминологии [1, 2] к наноматериалам условно относят дисперсные и массивные материалы, содержащие структурные элементы (зерна, кристаллиты, блоки, кластеры), геометрические размеры которых хотя бы в одном измерении не превышают 100 нм. Эти материалы обладают качественно новыми свойствами, функциональными и эксплуатационными характеристиками. К нанотехнологиям можно отнести операции, обеспечивающие возможность контролируемым образом создавать наноматериалы и осуществлять их интеграцию в функционирующие изделия.

Основными составляющими науки о наноматериалах и нанотехнологиях являются: фундаментальные исследования свойств материалов на наномасштабном уровне; развитие нанотехнологий для целенаправленного создания наноматериалов и их интеграция в различные отрасли промышленности и науки; развитие аппаратурного и методического обеспечения исследований структуры и свойств наноматериалов, а также методов контроля и аттестации изделий, полученных с помощью нанотехнологий [3 – 5].

В индустриально развитых странах Запада и Юго-Восточной Азии бурное развитие нанотехнологий началось в конце прошлого века. Более чем в 50 странах приняты и реализуются комплексные национальные программы в области нанотехнологических исследований, разработок и коммерциализации [1, 6]. Все признаки свидетельствуют о вступлении мира в эпоху всеобщей нанореволюции, результаты которой, несомненно, превзойдут последствия компьютеризации конца прошлого века [6]. В 2010 г. ежедневно в мире публиковалось более 200 статей по разным аспектам наноматериалов и нанотехнологий [1]. Эти данные отражают только те публикации, которые фиксируются системой SCI, анализирующей далеко не все международные, а тем более региональные журналы. В этой связи появление раздела «Материаловедение и нанотехнологии» в журнале «Известия вузов. Черная металлургия» символично. Благодаря разнообразным приемам нанотехнологий и новым методам изучения структуры и состава спектр материаловедческих исследований значительно расширился и качественно изменился [1 – 6].

Все это дает возможность углубить имеющиеся представления в области основных аспектов наноструктурного материаловедения и наметить пути их применения в металлургии [7, 8]. Наноструктурное материаловедение в настоящее время является мощным мульти- и междисциплинарным научным направлением, органично связанным с физикой, химией и другими естественно-научными дисциплинами. Редакционная коллегия журнала уже предоставляла страницы ведущим ученым для публикации статей по наноматериалам и нанотехнологиям [9]. В этом и последующем номерах будет продолжена публикация работ по данному научному направлению.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Андриевский Р.А. Основы наноструктурного материаловедения. Возможности и проблемы. М.: Бином. Лаборатория знаний, 2012. 252 с.
- Нанотехнология, метрология, стандартизация и сертификация в терминах и определениях / Под ред. М.В. Ковальчука, П.А. Тодуа. – М.: Техносфера, 2009. – 270 с.
- Нано: структуры, материалы, технологии / Е.А. Будовских, В.Е. Громов, Д.В. Загуляев и др. – Новокузнецк: Изд-во НПК, 2010. – 201 с.
- Наноматериалы: структура, свойства, применение / А.М. Глезер, В.Е. Громов, Ю.Ф. Иванов и др. – Новокузнецк: Изд-во «ИнтерКузбасс», 2012. – 423 с.
- 5. Глезер А.М., Громов В.Е. Наноматериалы, созданные путем экстремальных воздействий. – Новокузнецк: Изд-во «ИнтерКузбасс», 2010. – 171 с.
- Головин Ю.И. Наномир без формул. М.: Бином. Лаборатория знаний, 2011. 543 с.
- 7. Шахпазов Е.Х., Глезер А.М. // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2007. № 1. С. 66 69.
- Структурно-фазовые состояния и дефектная субструктура термомеханически упрочненной малоуглеродистой стали / В.Е. Громов, Ю.Ф. Иванов, В.Б. Костерев и др. – Новокузнецк: Изд-во «ИнтерКузбасс», 2011. – 167 с.
- 9. Мочалов С.П., Громов В.Е. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2010. № 8. С. 57.

© 2012 г. *В.Е. Громов* Поступила 31 января 2012 г.

#### УДК 669.14.018.29:539.4.016

## А.М. Иванов<sup>1</sup>, У.Х. Угурчиев<sup>2</sup>, В.В. Столяров<sup>2, 3</sup>, Н.Д. Петрова<sup>1</sup>, А.А. Платонов<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН (Якутск) <sup>2</sup> Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН (Москва) <sup>3</sup> Московский государственный индустриальный университет

## КОМБИНИРОВАНИЕ МЕТОДОВ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

Развитие различных методов обработки конструкционных сталей вызвано необходимостью улучшения качества изделий и придания материалам определенных свойств. Широкое применение в технологических операциях нашли методы термомеханической и электропластической обработок.

В работах [1-5], выполненных научными коллективами В.Д. Садовского, М.Л. Бернштейна, А.П. Гуляева, В.С. Ивановой и других, развита теория и рассмотрена практика термомеханической обработки. В последнее время широкое применение получили методы интенсивной пластической деформации (ИПД). Одним из методов ИПД, позволяющим получать объемные образцы с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой, является равноканальное угловое прессование (РКУП) [6, 7]. Технология обработки материалов давлением, основанная на электропластическом эффекте (ЭПЭ), эффективно используется для интенсификации процесса обработки [8]. Одним из технологических применений ЭПЭ является электропластическая прокатка (ЭПП), которая позволяет прокатывать ленты и пластины без заметного нагрева материала [9].

В настоящей работе анализируется возможность комбинирования способов пластической деформации (РКУП и ЭПП) для управления механическими свойствами низколегированной стали 09Г2С и низкоуглеродистой стали 10кп5.

В работе исследованы конструкционные стали: низколегированная марки 09Г2С, содержащая 0,12 % С; 0,008 % N; 0,5 – 0,8 % Si; 0,035 % P; 0,04 % S; 0,3 % Сr; 1,3 – 1,7 % Mn; 0,3 % Ni; 0,3 % Cu; 0,08 % As, остальное железо, и низкоуглеродистая марки 10кп5, содержащая 0,08 % C; 0,007 % Si; 0,42 % Mn; 0,08 % Ni; 0,05 % Cr; 0,18 % Cu, остальное железо. Химический анализ проведен на атомно-эмиссионном спектрометре «Foundry-Master» фирмы «Worldwide Analytical Systems AG (WAS AG)». Сталь 09Г2С имеет феррито-перлитную структуру со средним размером зерна 18,5 мкм (рис. 1).

Сталь 09Г2С подвергали пластической деформации по следующей схеме. Заготовки диам. 20 мм длиной 100 мм из стали 09Г2С в состоянии поставки подвергали РКУП по маршруту  $B_c$  (поворот заготовки на угол 90°). Равноканальное угловое прессование заготовок выполняли в технологической оснастке с углом пересечения каналов 120° с максимальным усилием 1250 кН при числе проходов n = 8 и температуре 823 К. Накопленная степень деформации заготовки при РКУП (n = 8)  $\varepsilon_8$  составляла 5,12. После РКУП призматических заготовок размером 4×6×100 мм из стали 09Г2С осу-



Рис. 1. Микроструктура стали 09Г2С в состоянии поставки (*a*), после РКУП (*б*) и после РКУП и ЭПП (*в*)

ществляли ЭПП на портативных валках фирмы «Ореп Automation Machinery» (модель 0120Е6, Италия). Максимальная степень деформации  $\varepsilon$  после ЭПП составила 2,77. Обработку проводили при плотности тока  $j = 90 \text{ A} \cdot \text{мm}^{-2}$ , длительности импульса тока 1,6·10<sup>-4</sup>, 1,2·10<sup>-4</sup> и 1,0·10<sup>-4</sup> с, частота тока *F* составляла 830 Гц.

Пластины толщиной 1,5 мм из стали 10кп5 подвергали РКУП в составной заготовке в той же оснастке. Режимы РКУП: маршрут *C* (поворот заготовки на угол 180°), температура прессования 673 К, число проходов 2. Степень деформации  $\varepsilon_2$  заготовки при РКУП (*n* = 2) составила 1,28. Электропластической прокатке подвергали заготовки размером 1,5×10×100 мм из стали 10кп5 в состоянии поставки и после РКУП. Длительность импульса варьировали в интервале 100 – 160 мкс при постоянных значениях плотности тока 90 А мм<sup>-2</sup> и частоте тока 1000 Гц. Накопленная деформация после ЭПП составила 1,8 – 2,1.

Для исследования структуры использовали сканирующий электронный микроскоп «JEOL 6480L» (исходная структура) и инвертированный исследовательский металлографический микроскоп «Axio Observer D1» (структура после РКУП, РКУП и ЭПП). Средний размер зерен в образце определяли усреднением результатов измерений более чем 20 зерен.

Рентгеноструктурные исследования осуществляли с помощью дифрактометра «ARL X'TRA» (Швейцария). Рентгенограммы получены при U = 40 кВ и I = 40 мА с использованием рентгеновской трубки с медным анодом ( $\lambda_{K_a} = 1,541$  Å). Сканирование дифракционной картины проводили в диапазоне  $2\theta = 40 \div 142^\circ$  с шагом  $\Delta\theta = 0,02^\circ$  и временем экспозиции 1 с. Фазовый анализ выполняли с помощью пакета компьютерных программ WinXRD (ПО ARL X'TRA) и базы данных PDF-2, а оценку параметров кристаллической решетки – с помощью программы для профильного анализа WinXPOW.

Микротвердость по Виккерсу измеряли на микротвердомере LM-700 при нагрузке 0,1 H и выдержке 15 с. Механические свойства исследовали при растяжении образцов на испытательных машинах «UTS-20k» и «Instron-1195» при постоянной скорости нагружения 3,33·10<sup>-5</sup> м·с<sup>-1</sup>.

Механические свойства стали 09Г2С приведены ниже:

Обработка	<i>d</i> , мкм	НV, МПа	σ <sub>т</sub> , ΜΠα	σ <sub>в</sub> , МПа	δ <sub>κ</sub> , %
Исходное					
(состояние					
поставки)	18,5	1800	332	464	23,0
РКУП	0,7	2653	_	887	9,2
ЭПП	0,6	2752	900	1050	<1,0
РКУП и ЭПП	0,7	3740	1210	1334	2,5

После РКУП (n = 8) стали 09Г2С происходит существенное уменьшение размеров зерен, повышение прочности, формируется полосчатая мелкозернистая структура со средним размером зерна приблизительно 0,7 мкм (рис. 1,  $\delta$ ). Структурные составляющие имеют вытянутую форму в направлении прессования. Повышение прочностных характеристик связано с измельчением зерен, повышением плотности дислокаций, образованием дисперсной и термически устойчивой структуры после РКУП. В результате РКУП микротвердость увеличилась в 1,4 раза, а предел прочности почти в два раза, предел текучести при этом практически сравнялся с пределом прочности. Относительное удлинение уменьшилось в 2,5 раза.

Электропластическая прокатка стали в состоянии поставки приводит к аналогичному измельчению структуры до среднего размера зерен 0,6 мкм, однако прочность при этом достигает более высоких значений, чем при РКУП. Последнее связано с сильной анизотропией структуры и формированием кристаллографической текстуры в результате прокатки.

После комбинированного режима обработки РКУП и ЭПП исчезает полосчатый характер микроструктуры. Формируется мелкозернистая структура, в которой зерна размером порядка 1,1 мкм окружены зернами размером около 0,5 мкм (рис. 1, в). Наблюдаемое изменение структуры стали 09Г2С, возможно, является совместным действием деформации и импульсного тока. Средний размер зерен составляет приблизительно 0,7 мкм.

Рассмотрим механические свойства сталей. подвергнутых комбинации методов РКУП и ЭПП (см. вышеприведенные данные). Равноканальное угловое прессование стали 09Г2С приводит к измельчению микроструктуры, повышению микротвердости и почти к двукратному росту предела прочности при снижении относительного удлинения. Применение прокатки с током к той же стали также повышает микротвердость (в 1,5 раза), предел прочности (в 2,3 раза), предел текучести (в 2,7 раза) и снижает пластичность по сравнению с соответствующими показателями стали в состоянии поставки. Последовательное применение РКУП и ЭПП приводит к максимальным значениям микротвердости (3740 МПа), предела прочности (1334 МПа) и предела текучести (1210 МПа), а также к снижению относительного удлинения до 2,5 %.

С увеличением длительности импульса наблюдаются снижение микротвердости и разупрочнение стали за счет релаксации напряжений. Изменение микротвердости стали 09Г2С при увеличении длительности импульса при ЭПП ( $j = 90 \text{ A} \cdot \text{мm}^{-2}$ ) показано ниже:

τ, мкс	100	120	160
НV, МПа	3740	3400	2910

Рост степени деформации при ЭПП повышает микротвердость (рис. 2), поскольку при этом происходит измельчение зерен и, по-видимому, увеличение плотности дислокаций.



Рис. 2. Зависимость микротвердости призматической заготовки из стали 09Г2С от степени деформации при ЭПП

Рентгеноструктурный анализ стали 09Г2С показал, что ЭПП приводит к измельчению микроструктуры и возникновению микродеформаций кристаллической решетки, о чем свидетельствует значительное уширение рентгеновских пиков на дифрактограмме (рис. 3, *a*). Кроме того, происходит изменение характера кристаллографической текстуры, на что указывает изменение соотношения интенсивностей рентгеновских пиков (рис. 3, а). Также наблюдается уменьшение параметра а кристаллической решетки феррита; данные рентгеноструктурного анализа (плотность дислокаций р, остаточные напряжения  $\Sigma$ , параметр решетки a) сталей приведены в табл. 1. Аналогичное влияние на характер изменения дифракционных максимумов оказывает обработка РКУП с последующей ЭПП (рис. 3, б). Особенностью является еще большее перераспределение интенсивности в пользу рефлекса (200); таким образом, происходит усиление кристаллографической текстуры.

С упрочнением материала закономерно наблюдаются повышение плотности дислокаций и уменьшение



Рис. 3. Сравнительный вид дифрактограмм стали 09Г2С: *а* – сталь в исходном состоянии (серая) и после ЭПП (синяя); *б* – сталь после РКУП (серая) и после РКУП и ЭПП (синяя)

Таблина 1

Обработка	ρ·10 <sup>13</sup> , м <sup>-2</sup>	Σ, ΜΠа	а·10 <sup>-5</sup> , м
	Сталь 10кп	5	
Состояние поставки	0,09	-28,4	28 671
ЭПП (ε = 2,77)	3,78 -54,3		28 666
	Сталь 09Г2	С	
Состояние поставки	—	_	28 683
ЭПП	_	_	28 672
РКУП и ЭПП	_	—	28 676
ЭПП (E – 2,77) Состояние поставки ЭПП РКУП и ЭПП	3,78 Сталь 09Г20 — — —	34,3 C 	28 683 28 672 28 676

Данные рентгеноструктурного анализа сталей 10кп5 и 09Г2С

параметра *а* решетки. Среднее значение параметра *а* решетки упрочненных образцов сталей 10кп5 и 09Г2С примерно на 0,02 и 0,04 % соответственно меньше, чем у исходного крупнокристаллического образца, что характеризует процессы больших пластических деформаций. Сжимающие напряжения в стали в состоянии поставки, по-видимому, связаны с особенностями технологии прокатки полос. Импульсное воздействие тока при прокатке увеличивает сжимающие остаточные напряжения *I* рода.

Фазовый состав определяли по рентгенографическим профилям линий. Результаты рентгеновского фазового анализа стали 10кп5 приведены в табл. 2. Фазовое состояние упрочненных ЭПП образцов и исходного крупнокристаллического образца качественно не отличается.

**Выводы.** Показана возможность электропластической прокатки низколегированной стали 09Г2С и низкоуглеродистой стали 10кп5. Комбинирование методов интенсивной пластической деформации (равноканального углового прессования и электропластической прокатки) обеспечивает существенное повышение прочностных характеристик, при этом вклад прокатки с током является наибольшим. Достигнутый уровень прочности в исследованных сталях позволяет их сравнивать с высокопрочными сталями. Эффективность использования электропластической прокатки заключается в меньших энергозатратах на деформирование заготовки за счет электропластического эффекта.

Таблица 2

#### Рентгеновский фазовый анализ стали 10кп5 после прокатки

Обработка	Fe	Fe <sub>3</sub> C	Mn	FeMn <sub>3</sub>	NiC	FeCr
Состояние поставки	+	+	+	_	+	_
ЭПП	+	+	+	_	+	_

П р и м е ч а н и е. Знаками «+» и «-» обозначено присутствие и отсутствие элемента или соединения. Электропластическая прокатка упрочненной интенсивной пластической деформацией стали способствует формированию структуры с более равноосными зернами. Выбор режима электропластической прокатки позволяет управлять механическими свойствами стали. Комбинирование методов интенсивной пластической деформации (таких как равноканальное угловое прессование и электропластическая прокатка) может стать основой для разработки технологий упрочнения.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. И ванова В.С., Гордиенко Л.К. Новые пути повышения прочности металлов. М.: Наука, 1964. 118 с.
- Бернштейн М.Л. Термомеханическая обработка металлов и сплавов. Т. 1. – М.: Металлургия, 1968. – 596 с.
- **3.** Бернштейн М.Л. Прочность стали. М.: Металлургия, 1974. 199 с.
- 4. Гуляев А.П. // Металловедение и термическая обработка металлов. 1965. № 11. С. 9 17.

- Григорьев А.К., Коджаспиров Г.Е. Термомеханическое упрочнение стали в заготовительном производстве. – М.: Машиностроение, Л.О., 1985. – 143 с.
- Процессы пластического структурообразования металлов / В.М. Сегал, В.И. Резников, В.И. Копылов и др. – Минск: Наука и техника, 1994. – 231 с.
- Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. – М.: Академкнига, 2007. – 398 с.
- Физические основы и технологии обработки современных материалов (теория, технология, структура и свойства) / О.А. Троицкий, Ю.В. Баранов, Ю.С. Авраамов, А.Д. Шляпин. В 2-х т. Т. 1. Москва Ижевск: Институт компьютерных исследований, 2004. 590 с.
- 9. Столяров В.В., Угурчиев У.Х., Гуртовая И.Б., Прокошкин С.Д. // Металловедение и термическая обработка металлов. 2008. № 3. С. 40 – 43.

© 2012 г. А.М. Иванов, У.Х. Угурчиев, В.В. Столяров, Н.Д. Петрова, А.А. Платонов Поступила 31 января 2012 г.

УДК 621.785:532.529

### В.Д. Сарычев<sup>1</sup>, А.Ю. Грановский<sup>2</sup>, С.Н. Старовацкая<sup>1</sup>, В.Е. Громов<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Сибирский государственный индустриальный университет <sup>2</sup> Новокузнецкий филиал – институт Кемеровского государственного университета

## ГИДРОДИНАМИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ОБРАЗОВАНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ СЛОЕВ<sup>\*</sup>

Гидродинамические модели широко используются для выявлений механизмов процессов, протекающих при взаимодействии твердых тел. Например, такие процессы как сварка взрывом, прокатка разнородных металлов, трение в высоконагруженных условиях и воздействие гетерогенных плазменных потоков на материалы [1-4] могут получить объяснение в рамках модели неустойчивости Кельвина-Гельмгольца. Возникновение волн на границе раздела двух жидкостей, одна из которых движется относительно другой, приводит к неустойчивости границы раздела, когда амплитуда волны экспоненциально растет со временем. Получить на основании различных физических моделей теоретические оценки пороговой скорости, согласующиеся с экспериментальными данными, предпринимались во многих исследованиях, их обзор приведен в работе [5]. В работе [6] в предположении взаимодействия двух полубесконечных слоев получено дисперсионное уравнение, вязкость учитывалась только в специально полученных граничных условиях, в других областях решались уравнения Эйлера (так называемый подход вязкой потенциальной жидкости [7]). Интерес к модели неустойчивости Кельвина-Гельмгольца обусловлен возможностью на ее основе вскрыть механизмы образования наноструктурных слоев: в полосах сдвига [8], при воздействии концентрированных потоков энергии на металлы [9], при возникновении динамического хаоса и перемешивания при скольжении слоев друг относительно друга [10].

Целью настоящей работы является рассмотрение взаимодействия двух конечных слоев идеальной и вязкой жидкостей в полной постановке линеаризованных уравнений Навье-Стокса и Эйлера для объяснения образования наноструктурных слоев.

Рассмотрим устойчивость плоского стационарного скользящего течения двухслойной несжимаемой жидкости, находящейся в поле массовых сил плотностью  $\vec{f}$ . Ось *x* направлена вдоль границы раздела между слоями, а ось *y* – перпендикулярно оси *x* в сторону второго слоя. Первый слой ( $-\infty < x < \infty$ , -h < y < 0) – это вязкая жидкость с кинематической вязкостью v и плотностью  $\rho_1$ . Второй слой ( $-\infty < x < \infty$ , 0 < y < H) – это идеальная жидкость плотностью  $\rho_2$ , которая имеет в стационарном состоянии постоянную скорость  $u_0$ , направленную вдоль оси *x* (рис. 1).

Пусть f = (0, -a), где a – проекция ускорения на ось *у*. Стационарное течение описывается ненулевыми функциями давления *p* и скорости *u* 

<sup>\*</sup> Работа выполнена при финансовой поддержке грантами РФФИ (№ 10-07-0017-а, № 11-02-91150 – ГФЕН-а и № 11-02-12091-офи-м).



Рис. 1. Граница раздела двух слоев жидкости

$$p_{01} = -a\rho_1 y; \ p_{02} = -a\rho_2 y; \ u_{02} = u_0.$$
(1)

Рассмотрим возмущения стационарного состояния (1). В этом случае решения уравнений гидродинамики можно представить в виде

$$u_{n} = u_{0n} + U_{n}(x, y, t);$$
  

$$v_{n} = V_{n}(x, y, t);$$
  

$$p_{n} = p_{0n}(y) + P_{n}(x, y, t),$$
  
(2)

где  $U_n$  и  $V_n$  – возмущения продольной и поперечной скоростей;  $P_n$  – возмущения давлений в *n*-ой жидкости (n = 1, 2).

Возмущения и их производные считаются малыми первого порядка, поэтому подстановка условий (2) в систему уравнений гидродинамики приводит к системе линейных уравнений для возмущений. Для первого слоя используется система уравнений Навье-Стокса, а для второго – система уравнений Эйлера для возмущений

$$\frac{\partial U_1}{\partial x} + \frac{\partial V_1}{\partial y} = 0; \quad \frac{\partial U_1}{\partial t} = -\frac{1}{\rho_1} \frac{\partial P_1}{\partial x} + \nu \left( \frac{\partial^2 U_1}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 U_1}{\partial y^2} \right);$$
$$\frac{\partial V_1}{\partial t} = -\frac{1}{\rho_1} \frac{\partial P_1}{\partial y} + \nu \left( \frac{\partial^2 V_1}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 V_1}{\partial y^2} \right);$$
$$\frac{\partial U_2}{\partial x} + \frac{\partial V_2}{\partial y} = 0; \quad \frac{\partial U_2}{\partial t} + u_0 \frac{\partial U_2}{\partial x} = -\frac{1}{\rho_2} \frac{\partial P_2}{\partial x};$$
$$\frac{\partial V_2}{\partial t} + u_0 \frac{\partial V_2}{\partial x} = -\frac{1}{\rho_2} \frac{\partial P_2}{\partial y}.$$
(3)

Граничные условия имеют вид

при 
$$y = H$$
  $V_2 = 0;$   
при  $y = -h$   $U_1 = 0;$   $V_1 = 0;$   
при  $y = 0$   $\frac{\partial \eta}{\partial t} + u_0 \frac{\partial \eta}{\partial x} = V_2;$   $\frac{\partial \eta}{\partial t} = V_1;$   $\frac{\partial U_1}{\partial y} + \frac{\partial V_1}{\partial x} = 0;$   
 $-P_1 + 2\rho_1 v \frac{\partial V_1}{\partial y} + P_2 = a(\rho_1 - \rho_2)\eta + \sigma_0 \frac{\partial^2 \eta}{\partial x^2},$  (4)

где  $\eta = \eta(x, t)$  – возмущение поверхности раздела;  $\sigma_0$  – коэффициент поверхностного натяжения.

Решения уравнений (3), (4) будем искать в виде бегущих волн с частотой  $\omega$  и волновым числом k

$$(U_n, V_n, P_n) = (\overline{U}_n, i\overline{V}_n, \overline{P}_n) \exp(i(kx - \omega t));$$
  

$$\eta = \eta_0 \exp(i(kx - \omega t)), \qquad (5)$$

где  $\overline{U}_n$ ,  $\overline{V}_n$  и  $\overline{P}_n$  – амплитудные значения продольной, поперечной скорости и давления;  $\eta_0$  – амплитудное значение возмущения поверхности.

Подстановка условий (5) в систему уравнений (3) приводит к системе обыкновенных дифференциальных уравнений (черту в обозначении опустили)

$$\frac{d^{2}U_{1}}{dy^{2}} - k_{1}^{2}U_{1} - ik\frac{P_{1}}{\rho_{1}v} = 0;$$

$$\frac{d^{2}V_{1}}{dy^{2}} - k_{1}^{2}V_{1} + \frac{i}{\rho_{1}v}\frac{dP_{1}}{dy} = 0;$$

$$\frac{dV_{1}}{dy} + kU_{1} = 0; \quad \Omega U_{2} - \frac{kP_{2}}{\rho_{2}} = 0;$$

$$\Omega V_{2} + \frac{1}{\rho_{2}}\frac{dP_{2}}{dy} = 0; \quad \frac{dV_{2}}{dy} + kU_{2} = 0.$$
(6)

При подстановке уравнений (5) в граничные условия (4) их можно записать в следующем виде:

$$V_{2}(H) = 0; \quad V_{1}(-h) = 0; \quad V_{1}'(-h) = 0;$$
  

$$V_{1}(0)/\omega - V_{2}(0)/\Omega = 0; \quad \eta_{0} = V_{2}(0)/\Omega;$$
  

$$V_{1}''(0) + k^{2}V_{1}(0) = 0; \quad (7)$$
  

$$-i\rho_{1}\nu(V_{1}'''(0) - (k_{1}^{2} + 2k^{2})V_{1}'(0)) - \rho_{2}\Omega V_{2}'(0) - Ak^{2}V_{2}(0)/\Omega = 0;$$

здесь  $k_1^2 = k^2 - i \omega/v$ ;  $\Omega = \omega - k u_0$ ;  $A = a(\rho_2 - \rho_1) + \sigma_0 k^2$ . Решение уравнений (6) будем искать в виде

$$V_{1} = A_{1} \operatorname{sh}(k(y+h)) + A_{2} \operatorname{ch}(k(y+h)) - A_{1}k \operatorname{sh}(k_{1}(y+h))/k_{1} - A_{2} \operatorname{ch}(k_{1}(y+h)); \qquad (8)$$
$$V_{2} = B_{1} \operatorname{sh}(k(y-H));$$

здесь  $A_1, A_2, B_1$  – произвольные постоянные, для нахождения которых используются граничные условия (7).

При подстановке зависимостей (8) в условия (7) получена система однородных алгебраических уравнений относительно этих постоянных. Для ненулевого решения этой системы требуется, чтобы определитель этой системы обратился в ноль. Из этого условия получаем основное дисперсионное уравнение

$$G(z,d) - (\mu \Omega_1^2 \operatorname{cth}(kH) - W) = 0, \qquad (9)$$

где  $\Omega_1 = \Omega/(\nu k^2)$ ;  $\mu = \rho_2/\rho_1$ ;  $W = A/(\rho_1 \nu^2 k^3)$ ; d = kh;  $z = k_1/k$ .

Функцию G(z, d) можно записать в виде

$$G(z,d) = -\frac{4z(z^{2}+1)}{z\operatorname{ch}(zd)\operatorname{sh}(d) - \operatorname{ch}(d)\operatorname{sh}(zd)} + \frac{z(z^{4}+2z^{2}+5) - (z^{4}+6z^{2}+1)\operatorname{th}(d)\operatorname{th}(zd)}{z\operatorname{th}(d) - \operatorname{th}(zd)}.$$

Инкремент  $\alpha = \text{Im}(\omega) = \text{Im}(i\nu k^2(z^2 - 1)) -$ это мнимая часть  $\omega$ ; положительный знак инкремента указывает на неустойчивость.

Анализ уравнения (9) является сложной задачей, поэтому приведем только численные расчеты зависимости инкремента от длины волны при определенных (a = 0;  $\rho_1 = \rho_2 = 6,3 \cdot 10^3$  кг/м<sup>3</sup>;  $h = 10^{-6}$  м;  $v = 6 \cdot 10^{-7}$  м<sup>2</sup>/с) значениях параметров, соответствующих образованию внутренних нанослоев при воздействии гетерогенных плазменных потоков на железо [9].

Из представленных на рис. 2 зависимостей видно, что при  $\sigma_0 = 0$  может реализоваться два максимума: в нанои микрометровом диапазонах. Это обстоятельство указывает на большие возможности модели. Рассмотрим несколько случаев.

В предельном случае при  $h \to \infty$  и  $H \to \infty$  получаем уравнение для полубесконечных слоев [4]

$$(z2 + 1)2 - 4z - \mu \Omega_1^2 + W = 0.$$
 (10)

Это уравнение является алгебраическим уравнением четвертой степени, имеет четыре ветви. Расчеты зависимости инкремента от длины волны по этому уравнению при ненулевом значении W и при условии  $\mu \neq 1$ впервые позволили получить максимальное значение инкремента в нанометровом диапазоне. Таким образом, получена возможность моделирования внутренних нанослоев при воздействии гетерогенных плазменных потоков на металл [9]. Однако в силу одинаковости



Рис. 2. Зависимость инкремента от длины волны при относительной скорости  $u_0 = 20$  м/с:  $I - \sigma_0 = 0; 2 - \sigma_0 = 1,2$  H/м

свойств жидкостей необходимо положить W = 0,  $\mu = 1$ , т.е. считать, что жидкости имеют одинаковую плотность, поверхностное натяжение равно нулю. Но при этих условиях уравнение (10) уже не описывает ситуацию с максимумом в нанометровом диапазоне, поэтому необходимо учесть еще один ограничивающий фактор, а именно, конечность слоев.

В предельном случае  $v \rightarrow 0$  из уравнения (9) получаем модель двух идеальных жидкостей, для этой модели дисперсионное уравнение превращается в квадратное

$$\omega^{2} \operatorname{cth}(kh) + \mu \left(\omega - ku_{0}\right)^{2} \operatorname{cth}(kH) - Ak = 0.$$
(11)

Зависимости инкремента от длины волны для слоев идеальной жидкости показаны на рис. 3. При отсутствии поверхностного натяжения (кривая l) все волны неустойчивы, поэтому выделить характерную длину волны невозможно. Если же учесть поверхностное натяжение, то появляется максимум в микрометровом диапазоне (кривые 2 - 5). Таким образом, для описания микрометрового диапазона неустойчивости нет необходимости «привлекать» вязкость на границе, как это делается в работе [11].

Для получения нанометрового диапазона обратимся к анализу уравнения (9). Рассмотрим случай малой ( $v \ll 1$ ) вязкости, когда можно считать, что  $z \approx \pm \sqrt{\omega/(2vk^2)} (1-i)$ . В этом случае уравнение (9) примет вид полинома пятой степени по z

$$z(5 + z^{4} + 2z^{2}) - (z^{4} + 1 + 6z^{2}) \operatorname{th}(d) + (z \operatorname{th}(d) - 1) \times \\ \times (\mu (z^{2} + iz_{0})^{2} / \operatorname{ch}(kH) - W) = 0; \\ z_{0} = \frac{u_{0}}{\nu k}.$$



Рис. 3. Зависимость инкремента от длины волны для идеальной жидкости при относительной скорости  $u_0 = 10$  м/с:  $I - \sigma_0 = 0, H/h = 1; 2 - \sigma_0 = 1, 2$  H/м, H/h = 1;

$$3 - \sigma_0 = 1,2$$
 H/M,  $H/h = 2; 4 - \sigma_0 = 1,2$  H/M,  $H/h = 5;$   
 $5 - \sigma_0 = 1,2$  H/M,  $H/h = 10$ 



Рис. 4. Зависимость инкремента от длины волны при относительной скорости  $u_0 = 20$  м/с и значениях  $H/h \ 1 \ (1), \ 2 \ (2), \ 5 \ (3)$  и  $10 \ (4)$ 

При W = 0 и  $\mu = 1$  это уравнение в отличие от уравнения (11) позволяет получить максимумы в зависимости  $\alpha$  от  $\lambda$  в нанометровом диапазоне при варьировании отношения толщин слоев (рис. 4) и скорости (рис. 5).

**Выводы.** Получено дисперсионное уравнение для описания неустойчивости Кельвина-Гельмгольца на границе разрыва скорости между конечными слоями идеальной и вязкой жидкостей. Обнаружено возникновение максимума инкремента от длины волны в наноразмерном диапазоне при равенстве плотностей и отсутствии поверхностного натяжения. Это позволяет утверждать о правомерности механизма развития неустойчивости Кельвина-Гельмгольца при формировании нанопрослойки в глубине материала при воздействии концентрированных потоков энергии, в слоях при трении и в плоскостях скольжения.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Дерибас А.А. Физика упрочнения и сварка взрывом. Новосибирск: Наука, 1980. – 221 с.
- Неклюдов И.М., Борц Б.В., Ткаченко В.И. // Физикаи химия обработки материалов. 2010. № 5. С. 96 – 102.



Рис. 5. Зависимость инкремента от длины волны при H/h = 1 и различных значениях относительной скорости:  $I - u_0 = 10$  м/с;  $2 - u_0 = 15$  м/с;  $3 - u_0 = 20$  м/с;  $4 - u_0 = 30$  м/с

- Тарасов С.Ю., Рубцов В.Е. // Физика твердого тела. 2011. Т. 53. № 2. С. 336 – 340.
- Сарычев В.Д., Ващук Е.С., Будовских Е.А. и др. // Письма в ЖТФ. 2010. Т. 36. Вып. 14. С. 41 – 48.
- Конокова Г.Е., Показаев К.В. Динамика морских волн. – М.: изд. МГУ, 1985. – 298 с.
- 6. Розуменко Л.С., Ткаченко В.И. // Вестник Харьковского национального университета. 2005. Вып. 3 (28). С. 73 – 80.
- 7. Funada T., Joseph D.D., Yamashita S. // Inter. J. Of Multiphase Flow. 2004. P. 1279 1310.
- Константинова Т.Е. В кн.: Первые московские чтения по проблемам прочности. Тезисы докладов. – М.: изд. МИСиС, 2009. С. 105.
- Формирование структурно-фазовых состояний металлов и сплавов при электровзрывном легировании и электронно-пучковой обработке / Е.А. Будовских, Е.С. Ващук, В.Е. Громов и др. Под ред. В.Е. Громова. – Новокузнецк: Изд-во «Интер-Кузбасс», 2011. – 212 с.
- Климов Д.М., Петров А.Г., Георгиевский Д.В. Вязкопластические течения: динамический хаос, устойчивость, перемешивание. – М.: Наука, 2005. – 394 с.
- 11. Молотков С.Г., Романов Д.А., Будовских Е.А. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2012. № 2. С. 69, 70.

© 2012 г. В.Д. Сарычев, А.Ю. Грановский, С.Н. Старовацкая, В.Е. Громов Поступила 2 февраля 2012 г.

## А.И. Потекаев<sup>1</sup>, В.А. Хохлов<sup>1</sup>, С.В. Галсанов<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Сибирский физико-технический институт им. акад. В.Д. Кузнецова <sup>2</sup> Томский государственный университет

## СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ И СВОЙСТВА НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ ГЛУБОКОМ НЕОДНОРОДНОМ ПЛАСТИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ

Общепризнано, что никелид титана является очень перспективным материалом для различных областей применения (и технических [1 – 18], и медицинских [19]), однако понимание физики процессов его деформирования и изменения свойств пока далеко от совершенства. В преддверии широкого использования никелида титана вопросы исследования и прогноза его свойств и особенностей поведения (особенно в процессах пластической деформации и трения) приобретают важнейшее значение [1 – 5].

Сплав никелид титана – это интерметаллическое соединение титана и никеля (например TiNi), область гомогенности которого колеблется в пределах 2 - 3 %. Структура сплава TiNi идентифицируется как упорядоченная по типу CsCl (сверхструктура B2). В интервале температур –150 ÷ +200 °C в сплаве TiNi происходят мартенситные превращения, характер и последовательность которых зависят от состава, термической обработки, температурных и силовых воздействий.

При охлаждении высокотемпературная фаза со структурой B2 (аустенит A) может превращаться в зависимости от состава сплава как непосредственно в низкотемпературную структуру B19' (ромбическая структура B19 с моноклинным искажением, мартенсит M), так и в промежуточную ромбоэдрическую структуру R, которая при дальнейшем охлаждении тоже превращается в структуру B19'. В обогащенных никелем или легированных сплавах превращение идет по схеме B2  $\rightarrow$  B2 + B19'  $\rightarrow$  B19', т.е. реализуется прямое мартенситное превращение  $A \rightarrow M$ .

При нагреве идет обратное мартенситное превращение по схеме  $B19' \rightarrow B19' + B2 \rightarrow B2$ , в легированном сплаве реализуется схема превращений  $B19' \rightarrow R + B2 \rightarrow B2$ .

Возможно образование мартенсита под действием напряжений и деформаций (мартенсит деформации  $M_{_{\rm R}}$ ), причем эти воздействия смещают температурные точки начала мартенситного превращения в область более низких температур.

Процессы как прямых, так и обратных мартенситных превращений характеризуются петлей гистерезиса на зависимостях температура T – количество фазы (мартенсита M или аустенита A).

Прогноз свойств и исследования особенностей поведения никелида титана приобретают особую актуальность в задачах механики контактного взаимодействия и трения. Это связано с тем, что в зоне контакта в условиях сложного напряженного состояния находятся единичные микронеровности, в каждой из которых существуют области с различными прочностными свойствами, определяемыми количественным соотношением фаз аустенита и мартенсита [20]. Для дальнейшего использования в изучении физики процессов трения в зоне контакта тел из никелида титана в настоящей работе рассматриваются структурно-фазовые состояния и свойства этого материала, обусловленные глубокими неоднородными пластическими деформациями при внедрении жесткого сферического штампа в упругопластическое полупространство.

Целью настоящей работы является исследование свойств никелида титана во всех деформированных зонах от зоны контакта индентора с полупространством до недеформированных областей.

Для исследований из соединений системы Ti – Ni выбран сплав TH-1K (Ti<sub>50</sub>Ni<sub>47,5</sub>Fe<sub>2,5</sub>) как наиболее широко применяемый в технике. Более того, важно и удобно следующее: ввиду неширокой петли гистерезиса деформационный мартенсит в этом сплаве может образоваться и при комнатных температурах, в то время как термический мартенсит M возникает при температуре –80 °C [18].

При исследовании применяли традиционный микроструктурный анализ и нетрадиционный метод разрезных образцов. Этот метод заключается в том, что цилиндрические образцы предварительно разрезают по диаметру вдоль продольной оси, а поверхности разреза полируют. Далее полученные половинки отжигают при температуре гомогенизирующего отжига, соединяют между собой и помещают в жесткую обойму, исключающую взаимное смещение частей образца. Затем жесткой сферой по центру прикладывается сжимающая нагрузка, значение которой подбирается таким образом, чтобы после ее снятия существовали две области: с остаточной деформацией и недеформированная. После разгрузки части образца вынимают из обоймы и проводят исследования свойств поверхностей. Так как половины образца после нагружения не подвергаются последующим механическим или тепловым воздействиям, то отсутствует связанная с этими процессами релаксация напряжений (как это имеет место на сплошных образцах). Полученные результаты, таким образом, отражают только напряженно-деформированные состояния при внедрении индентора.

В результате появляется возможность как визуального, так и инструментального исследования свойств материала в ряде зон вдоль оси на разном удалении *h* от дна отпечатка и идентификации фазового состава этих зон (рис. 1).

Прочностные свойства изучали методом определения кинетической нанотвердости на приборе фирмы «CSEM instruments» [21]. Это метод испытания материалов вдавливанием, основанный на непрерывной регистрации нагрузок на индентор на глубинах отпечатка от нуля до выбранного максимума с построением диаграммы, аналогичной диаграмме при испытаниях на растяжение и сжатие.

При анализе изображений (рис. 2) обнаруживается, что существует несколько характерных типов зон. Прежде всего, ко дну отпечатка прилегает зона с однородным структурным составом (белого цвета, рис. 2, *a*), зоны с мартенситной фазой и разным структурным состоянием (рис. 2,  $\delta$ ) и зоны со смешанным мартенсит-аустенитным составом (рис. 2, *в*), зона с исходным аустенитом (рис. 2, *г*). Последние три типа зон могут



Рис. 1. Схема деформируемых зон и направления измерений нанотвердости



Рис. 2. Структура поверхности на удалении 0,1 мм (*a*), 1,0 мм (*б*), 2,0 мм (*в*) и 8,5 мм (*г*) от дна отпечатка, ×200

быть идентифицированы по эталонам аустенитно-мартенситных (*A-M*) фаз [3], в которых прямое превращение осуществлялось термическим воздействием.

Аналогичные ситуации наблюдаются в пластически деформированных и упруговосстановленных областях. На рис. 2,  $\delta$  видны мартенситные фазы в виде отдельных пластин и блоков пластин. При удалении от дна отпечатка, а также по мере уменьшения остаточных деформаций меняется характер фазового распределения от однородного до неоднородного, т.е. наблюдается образование отдельных групп (мезоуровень) мартенситных кристаллов. Удаление от дна отпечатка сопровождается уменьшением количества M-фазы вплоть до полного ее отсутствия (рис. 2, z).

Наибольший интерес представляет зона, прилегающая ко дну отпечатка (рис. 2, *a*). По результатам экспериментальных исследований, проводимых в последнее время [1 – 18], особую роль имеют поверхностные слои нагруженного материала в процессах зарождения и развития пластической деформации, трения, изнашивания и разрушения материалов.

Толщина такого слоя, например при нагрузке на индентор 100 кН, составляет 0,13 – 0,15 мм. Определить структурно-фазовое состояние этого слоя в отличие от других областей затруднительно, так как использование тонких методов анализа сложно из-за малых размеров слоя и отсутствия эталона этой структуры в случае никелида титана. Однако на основе изучения и анализа литературных источников можно сказать, что образуются высокодефектные мелкодисперсные (нанокристаллические) структуры, состоящие из *А*-фазы (прямое превращение которой было подавлено из-за большого влияния гидростатической компоненты тензора напряжений) и упрочненной *М*-фазы.

Такое изменение структурно-фазового состояния сопровождается изменением и прочностных свойств деформированных зон. Показано, что твердость четко определяет прочностные свойства всех указанных выше зон.

На рис. 3, *а* приведены результаты исследования кинетической нанотвердости в виде диаграммы для сплава ТН-1К при нагрузке на пирамиду 50 Н.

Нагрузочные и разгрузочные ветви позволяют рассчитать непрерывный ряд значений твердости по глу-



Рис. 3. Диаграмма (*a*) кинетической нанотвердости при внедрении индентора (удаление от дна отпечатка 3 мм) и вид (б) структурных составляющих, ×1000

бине отпечатка, получить ряд характеристик материала (в частности, твердость и модули упругости). Благодаря диаграммам обнаружен ряд важных явлений в приповерхностных слоях, например, диффузионная релаксация твердости в переменном поле внутренних напряжений, увеличение активационного объема материала вблизи поверхностей. Отметим, что сам метод дает возможность точного выбора места индентирования в нужную структурную составляющую при одновременной фотофиксации этого листа (рис. 3,  $\delta$ ).

На рис. 4 приведена зависимость нанотвердости от расстояния от дна отпечатка вглубь материала. В прилегающей ко дну отпечатка области твердость составляет приблизительно 600 единиц, затем по мере удаления от дна отпечатка твердость возрастает, но далее снижается до твердости мартенситной фазы, а в последующем несколько возрастает до твердости исходной *A*-фазы. Аналогичные зависимости ранее были получены при испытании на микротвердость.

Следует заметить, что на обычных материалах (например, стали) характер изменения твердости вдоль оси материала иной, чем у никелида титана. Так, на рис. 5 показаны распределения микротвердости для стали 15Х<sup>1</sup>. Линия 5 соответствует твердости недефор-



Рис. 4. Распределение нанотвердости в сплаве TH-1К по нормали к поверхности (кружком и треугольником показаны значения, соответствующие разным структурным составляющим)



Рис. 5. Распределение микротвердости в стали 15X по нормали к поверхности:

*I* – твердость вглубь материала вдоль оси; *2*, *3*, *4* и *5* – твердость в вертикальных направлениях на расстояниях 1,5, 3,0, 5,0 и 7,0 мм от оси соответственно

мированного материала. Наблюдается монотонное понижение твердости вглубь образца вплоть до твердости исходного недеформированного материала. Это обстоятельство объясняется монотонным снижением деформационного упрочнения при неизменном структурнофазовом состоянии.

**Выводы.** В результате исследования влияния остаточных деформаций на структурно-фазовое (в том числе наноструктурное) состояние и свойства никелида титана по глубине залегания выявлены четыре типа структурных зон, плавно переходящих друг в друга, с существенно отличными прочностными свойствами и структурно-фазовыми составами. Образование этих зон инициируется глубокими неоднородными пластическими деформациями, сопровождающимися прямыми (при нагружении) и обратными (при разгрузке) мартенситными превращениями.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Кристаллогеометрические и кристаллохимические закономерности образования тройных соединений на основе титана и никеля / А.И. Потекаев, А.А. Клопотов, Э.В. Козлов и др. Под ред. А.И. Потекаева. – Томск: изд. политех. ун-та, 2011. – 312 с.
- Слабоустойчивые предпереходные структуры в никелиде титана / А.И. Потекаев, А.А. Клопотов, Э.В. Козлов, В.В. Кулагина. Под ред. А.И. Потекаева. – Томск: Изд-во НТЛ, 2004. – 296 с.
- Потекаев А.И., Плотников В.А. Акустическая диссипация энергии при термоупругих мартенситных превращениях / Под ред. А.И. Потекаева. – Томск: Изд-во НТЛ, 2004. – 196 с.
- Слабоустойчивые длиннопериодические структуры в металлических системах / А.И. Потекаев, С.В. Дмитриев, В.В. Кулагина и др. Под ред. А.И. Потекаева. Томск: Изд-во НТЛ, 2010. 308 с.
- Естественные длиннопериодические наноструктуры / А.И. Потекаев, И.И. Наумов, В.В. Кулагина и др. Под ред. А.И. Потекаева. – Томск: Изд-во НТЛ, 2002. – 260 с.
- Потекаев А.И., Кулагина В.В. // Изв. вуз. Физика. 2009. № 8/2. С. 456 – 459.
- 7. Потекаев А.И., Клопотов А.А., Кулагина В.В., Гюнтер В.Э. // Изв. вуз. Черная металлурги. 2010. № 10. С. 61 – 67.
- Макаров С.В., Плотников В.А., Потекаев А.И. // Изв. вуз. Физика. 2011. Т. 54. № 3. С. 47 – 55.
- Клопотов А.А., Потекаев А.И., Козлов Э.В. и др. // Изв. вуз. Физика. 2010. № 1. С. 65 – 69.
- Клопотов А.А., Потекаев А.И., Гюнтер В.Э. и др. // Изв. вуз. Физика. 2009. Т. 52. № 12/2. С. 60 – 67.
- Клопотов А.А., Потекаев А.И., Ясенчук Ю.Ф.идр.// Изв. вуз. Физика. 2009. Т. 52. № 9/2. С. 77 – 97.
- Клопотов А.А., Клопотов В.Д., Потекаев А.И.идр.// Фундаментальные проблемы совр. материаловедения. 2010. № 3. С. 83 – 89.
- Клопотов А.А., Потекаев А.И., Гюнтер В.Э. и др. // Материаловедение. 2010. № 12(165). С. 37 – 44.
- Гюнтер В.Э., Потекаев А.И., Клопотов А.А., Грищенко Ю.Е. // Изв. вуз. Физика. 2011. Т. 54. № 5. С. 50 – 56.
- 15. Potekaev A.I., Haimzon B.B. // Jornal of Engineering Materials and Technology. 1999. V. 121. № 1. P. 61 66.
- Потекаев А.И., Кулагина В.В. // Изв. вуз. Физика. 2011. Т. 54. № 8. С. 5 – 23.
- Клопотов А.А., Потекаев А.И., Калачева Е.С. идр. // Изв. вуз. Физика. 2010. № 10/2. С. 152 – 157.

<sup>&</sup>lt;sup>1</sup> Ц у к у блина К.Н. Исследования НДС при внедрении осесимметричных штампов в упрочняющийся материал. Автореф. дисс. канд. техн. наук. Воронеж, 1971. 32 с.

- 18. Потекаев А.И., Клопотов А.А., Кулагина В.В. идр.// Деформация и разрушение материалов. 2011. № 11. С. 40 – 43.
- 19. Клопотов А.А., Потекаев А.И., Гюнтер В.Э., Кулагина В.В. В кн.: Влияние структурных дефектов на устойчивость сплавов на основе никелида титана / Под ред. В.Э. Гюнтера. Томск: Изд-во НПП «МИЦ», 2010. С. 296 302.
- 20. Хохлов В.А. // Вестник ТГУ. 2004. № 32. С. 101 108.

УДК 669.018:538.931

 Хохлов В.А. – В кн.: Современные проблемы машиностроения. Тр. II междунар. науч.-техн. конф. – Томск: изд-во ТПУ, 2004. С. 107 – 110.

> © 2012 г. *А.И. Потекаев, В.А. Хохлов, С.В. Галсанов* Поступила 31 января 2012 г.

## Г.М. Полетаев, А.Н. Мартынов, Д.В. Дмитриенко, М.Д. Старостенков

Алтайский государственный технический университет

## МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ВБЛИЗИ ГРАНИЦ ЗЕРЕН КРУЧЕНИЯ В НИКЕЛЕ В УСЛОВИЯХ ОДНООСНОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Диффузионные свойства деформированных металлов и сплавов зависят от величины деформации и скорости деформирования. Механизм влияния деформации на диффузию по различным кристаллографически определенным границам зерен изучен слабо, тем более на атомном уровне. Кроме того, безусловный интерес представляет атомный механизм пластической деформации с участием границ зерен.

Малоугловые границы кручения, как известно, имеют упорядоченную структуру, представляющую собой сетку винтовых дислокаций [1, 2]. В работе [3] проведена идентификация винтовых дислокаций в границах кручения (100), (110), (111) в ГЦК металлах на примере никеля, меди, алюминия. Показано, что границы (100) содержат квадратную сетку винтовых дислокаций 1/2<110>; границы (110) – прямоугольную сетку винтовых дислокаций двух типов: 1/2<110> и 1<100>; границы (111) – гексагональную сетку винтовых дислокаций 1/4<112>. С увеличением угла разориентации размеры ячеек дислокационной сетки уменьшаются. В центре ячеек сетки структура соответствует практически идеальному кристаллу.

В работах [4, 5] описаны результаты исследования методом молекулярной динамики самодиффузии по границам кручения (100), (110), (111) в ГЦК металлах (никеле, меди, алюминии). Самодиффузия по малоугловым границам кручения осуществляется посредством образования цепочек смещенных атомов вдоль ядер зернограничных винтовых дислокаций, причем местами инициации цепочек атомных смещений выступают узлы дислокационной сетки. Цепочки атомных смещений зачастую имеют замкнутую форму. Это связано с тем, что в таком случае рекомбинирует пара избыточных точечных дефектов (вакансия и междоузельный атом), образующихся в соседних узлах дислокационной сетки при возникновении цепочки смещенных атомов вдоль ядра дислокации от одного узла к другому. Значения энергии активации диффузии по границам (100), (110), (111), полученные в работе [5], сильно отличаются друг от друга. Наибольшей диффузионной проницаемостью (минимальной энергией активации) обладают границы (110), наименьшей – границы (111). С ростом угла разориентации энергия активации падает.

Настоящая работа посвящена исследованию методом молекулярной динамики самодиффузии и структурных превращений вблизи границ зерен кручения (100), (110), (111) в никеле в условиях одноосной деформации.

Границу кручения создавали в середине расчетного блока путем поворота двух ГЦК кристаллов (двух половин блока) на угол разориентации θ вокруг оси, перпендикулярной границе. Рассматривали три варианта плоскости границы: (100), (110), (111). Получающийся расчетный блок обрезали таким образом, чтобы он приобрел форму параллелепипеда и не содержал по краям пустот. Затем проводили динамическую релаксацию структуры, в ходе которой бикристалл переходил в равновесное состояние. В завершении релаксации выполняли процедуру охлаждения до 0 К.

Граничные условия по всем осям задавали жесткие, т.е. крайним атомам расчетного блока не позволялось двигаться. Такой тип условий позволяет сохранить положение границы зерен с заданными изначально геометрическими параметрами. Количество атомов в расчетном блоке составляло около 30 000. Шаг интегрирования движения частиц по времени в соответствии с методом молекулярной динамики варьировали от 1 до 10 фс.

Межатомные взаимодействия описывали многочастичным потенциалом Клери-Розато [6]. Параметры потенциала для никеля взяты из работы [6].

При определении коэффициентов самодиффузии проводили компьютерные эксперименты продолжи-

тельностью 0,2 нс, в течение которых температура расчетного блока оставалась постоянной. В завершении, для исключения тепловых смещений атомов, проводили охлаждение блока до 0 К. Коэффициент диффузии  $D_x$  вдоль оси X рассчитывали по формуле

$$D_{x} = \frac{\frac{1}{N} \sum_{i=1}^{N} (x_{0i} - x_{i})^{2}}{2t},$$

где  $x_{0i}$  – координата начального положения *i*-го атома;  $x_i$  – координата *i*-го атома в момент времени *t*; N – число атомов в расчетном блоке.

Коэффициенты диффузии  $D_y$  и  $D_z$  вдоль осей Y и Z рассчитывали аналогично. Средний коэффициент самодиффузии находили как среднее арифметическое значений  $D_x$ ,  $D_y$  и  $D_z$ . При определении коэффициента диффузии по границе зерен полагали, что граница имеет толщину 5 Å. Такая толщина была выбрана не случайно: как известно, в кристаллах, содержащих границы зерен, основные диффузионные процессы протекают вблизи межзеренной границы в малом слое толщиной порядка 5 Å [7, 8]. В некоторых справочниках, например [7, 8], коэффициенты диффузии и энергии активации приводятся именно для такой толщины.

Одноосную деформацию задавали в начале компьютерного эксперимента путем изменения соответствующих межатомных расстояний вдоль одного направления. Рассматривали деформацию вдоль осей *X* (перпендикулярно границе зерен) и *Y* (вдоль границы).

Поскольку наличие свободной поверхности в модели в значительной степени влияет на вероятность образования пластических сдвигов в расчетном блоке, в работе рассматривали два типа граничных условий: жесткие (когда крайним атомам расчетного блока не позволяется двигаться) и комбинированные свободно-жесткие (с наличием у бикристалла свободной поверхности).

Для анализа влияния деформации на интенсивность диффузии по границам кручения (100) и (110) при использовании жестких условий определяли зависимости коэффициента диффузии от величины стартовой деформации. При этом проводили компьютерные эксперименты продолжительностью 200 пс при температуре 1500 К.

В большинстве случаев коэффициент самодиффузии увеличивается с ростом величины деформации, что является следствием увеличения свободного объема при растяжении. Исключением является зависимость коэффициента диффузии от деформации бикристалла с границами (100) вдоль оси X (перпендикулярно границе зерен). Коэффициент диффузии в этом случае (рис. 1, *a*) почти не зависит от деформации, оставаясь постоянным в пределах погрешности измерений. Вместе с тем, при деформации вдоль оси Y (рис. 1, *б*) (вдоль плоскости границы) наблюдается явная зависимость интенсивности диффузии от деформации.



Рис. 1. Зависимости коэффициента самодиффузии по границам кручения (100) с углами разориентации 15° (Ο) и 24° (•) от величины одноосной деформации ε вдоль осей X (*a*) и Y (δ) в никеле

Наблюдаемое отличие влияния деформации вдоль осей X и Y на интенсивность диффузии по границам (100) можно объяснить тем, что при зернограничной диффузии по данным границам смещения атомов происходят преимущественно вдоль двух соседних плоскостей, параллельных границе. Смещения атомов в основном имеют компоненты вдоль осей Y и Z, и значительно реже вдоль оси X. Следовательно, можно предположить, что на вероятность реализации подобных атомных смещений больше влияет избыточное свободное пространство в плоскости YZ, возникающее при деформации.

Пластическая деформация в расчетных блоках с жесткими граничными условиями в основном заключается в смещении ядер зернограничных дислокаций и связанными с этим смещениями атомов вдоль ядер (рис. 2, a), а также расщеплении зернограничных дислокаций и возникновении пластических сдвигов в зернах (рис. 2,  $\delta$ ).

Наличие свободной поверхности в модели в значительной степени влияет на вероятность образования пластических сдвигов в расчетном блоке. Поэтому в настоящей работе проведено исследование поведения бикристаллов никеля с границами кручения в условиях деформации не только с жесткими граничными условиями, но и при наличии у бикристаллов свободной поверхности.

На начальном этапе структурной релаксации деформированного вдоль оси *X* расчетного блока с комбини-



Рис. 2. Примеры атомных смещений, возникающих при пластической деформации в бикристаллах с жесткими граничными условиями:

a – смещения в плоскости границы (100), угол разориентации 15°, деформация 13 % вдоль оси X (показаны атомные смещения больше 0,4 Å);  $\delta$  – проекция смещений на плоскость XY, перпендикулярную плоскости границы, граница (110), угол разориентации 15°, деформация 7 % вдоль оси X (показаны атомные смещения больше 0,6 Å)

рованными свободно-жесткими условиями возникают смещения атомов, начинающиеся от свободных поверхностей и направленные при растяжении к центру расчетного блока, при сжатии, наоборот, направленные от центра (рис. 3, a). В процессе компьютерного эксперимента эти смещения периодически усиливаются и ослабляются. При значениях стартовой деформации менее 5 – 6 % первоначальные смещения не приводят к образованию дополнительных дислокаций, однако провоцируют миграцию атомов вдоль зернограничных дислокаций (рис. 3,  $\delta$ ). Заполнение избыточного свободного объема при растяжении происходит, таким образом, посредством образования цепочек смещенных атомов с поверхности в объем вдоль зернограничных дислокаций. При сжатии также образуются смещения вдоль



Рис. 3. Примеры атомных смещений (показаны смещения больше 0,6 Å) в начале структурной релаксации (a) и спровоцированные первоначальными смещениями атомов вдоль ядер зернограничных дислокаций ( $\delta$ ) в расчетном блоке с границей кручения (100) с углами разориентации 24° при стартовом растяжении 4 % вдоль оси X

дислокаций, но противоположного направления относительно смещений, возникающих при растяжении.

Механизм атомных смещений, возникающих при структурной релаксации бикристаллов, деформированных вдоль оси Y, аналогичен механизму при деформации вдоль оси X. Главное отличие заключается в том, что смещения атомов вдоль ядер зернограничных дислокаций не провоцируются смещениями от свободных поверхностей, а во всех случаях возникают сразу наряду со смещениями атомов от поверхностей. Аналогичное поведение наблюдается при деформации вдоль оси Y при жестких граничных условиях: диффузия интенсифицируется при деформации дислокаций в границах (100) и (111) деформируется слабо (в границах (110) сетка деформируется сильнее) и диффузия протекает почти также, как

и в отсутствии деформации при жестких условиях или провоцируется атомными смещениями от свободных поверхностей при свободно-жестких условиях.

Дислокации с поверхностей при свободно-жестких граничных условиях образуются только при значениях стартовой деформации выше 5 – 6 %. Как правило, пластический сдвиг инициируется на поверхности, а сама дислокация в большинстве случаев захватывается зернограничной дислокационной сеткой.

**Выводы.** В результате исследования методом молекулярной динамики структурных превращений вблизи границ кручения выяснено, что растяжение бикристалла вдоль плоскости границы кручения приводит к интенсификации зернограничной диффузии, обусловленной трансформацией дислокационной сетки. При этом деформация в направлении, перпендикулярном границе, влияет на диффузию слабее. Пластическая деформация бикристалла на начальном этапе, как правило, сопровождается образованием атомных смещений вдоль ядер зернограничных винтовых дислокаций, приводящих к трансформации дислокационной сетки.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Хирт Д., Лоте И. Теория дислокаций. М.: Атомиздат, 1972. – 600 с.
- Штремель М.А. Прочность сплавов. Ч. 1. Дефекты решетки. – М.: Металлургия, 1982. – 280 с.
- 3. Полетаев Г.М., Мартынов А.Н., Старостенков М.Д. // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2010. Т. 7. № 4. С. 27 – 34.
- 4. Мартынов А.Н., Полетаев Г.М., Старостенков М.Д. // Письма оматериалах. 2011. Т. 1. № 1. С. 43 – 46.
- Полетаев Г.М., Мартынов А.Н., Старостенков М.Д., Громов В.Е. // Вестник ТГУ. Серия: Естественные и технические науки. 2011. Т. 16. Вып. 3. С. 829 – 833.
- 6. Cleri F., Rosato V. Tight-binding potentials for transition metals and alloys // Physical Review B. 1993. V. 48. № 1. P. 22 33.
- 7. Лариков Л.Н., Исайчев В.И. Диффузия в металлах и сплавах. Киев: Наукова думка, 1987. 511 с.
- Смитлз К.Дж. Металлы. Справочник. М.: Металлургия, 1980. – 447 с.

© 2012 г. Г.М. Полетаев, А.Н. Мартынов, Д.В. Дмитриенко, М.Д. Старостенков Поступила 20 декабря 2011 г.

УДК 669.14.08.29:621.785

## Ю.Ф. Иванов<sup>1</sup>, Е.А. Будовских<sup>2</sup>, В.Е. Громов<sup>2</sup>, Л.П. Бащенко<sup>2</sup>, Н.А. Соскова<sup>2</sup>, С.В. Райков<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Институт сильноточной электроники СО РАН (г. Томск) <sup>2</sup>Сибирский государственный индустриальный университет

## ФОРМИРОВАНИЕ НАНОКОМПОЗИТНЫХ СЛОЕВ НА ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНА ВТ1-0 ПРИ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОМ НАУГЛЕРОЖИВАНИИ И ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКЕ<sup>\*</sup>

Обработка поверхности титана импульсными плазменными струями, формируемыми при электрическом взрыве углеграфитовых волокон, приводит к оплавлению и легированию поверхностных слоев. Эти слои содержат структурно-свободный углерод в виде частиц разрушившихся волокон [1]. Такая структура обусловливает возможность ее дальнейшей модификации путем растворения частиц графита и увеличения содержания карбида титана [2]. При этом повышаются микротвердость и износостойкость науглероженных поверхностных слоев титановых сплавов, однако происходит огрубление структуры основы. В связи с этим представляет интерес применение для растворения частиц графита импульсно-периодической обработки поверхности сильноточными электронными пучками, которая позволяет нагревать облучаемую поверхность выше температуры плавления, но не приводит к изменению структуры сплава в глубине. Ранее эффективность комбинированной обработки, сочетающей электровзрывное бороалитирование поверхности технически чистого титана BT1-0 и последующую электронно-пучковую обработку, была опробована в работе [3].

Целью настоящей работы является анализ градиента структуры и фазового состава зоны электровзрывного науглероживания титана ВТ1-0 после ее электроннопучковой обработки.

В качестве материала основы использован технически чистый титан марки ВТ1-0. Образцы имели форму шайб толщиной 5 и диам. 20 мм. Электровзрывное науглероживание осуществляли на установке ЭВУ 60/10 [1] при поглощаемой плотности мощности 6,5 ГВт/м<sup>2</sup> и времени импульса 100 мкс. Инструментом воздействия на поверхность служила импульсная плазменная струя, сформированная из продуктов электрического взрыва

<sup>\*</sup> Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009 – 2013 гг. (гос. контракт № 14.740.11.0813) и грантами РФФИ (проекты № 11-02-91150-ГФЕН-а, № 11-02-12091-офи-м-2011 и № 11-08-98020-р\_сибирь\_а).

углеродной ленты марки ЛУ-П/0.1-50. Последующую электронно-пучковую обработку проводили на установке «Соло» [4, 5] в среде аргона при остаточном давлении газа в рабочей камере 0,02 Па. Энергия электронов составляла 18 кэВ, плотность энергии пучка 45 Дж/см<sup>2</sup>, время импульсов 100 мкс, число импульсов 20, частота следования импульсов 0,3 Гц, поглощаемая плотность мощности 4,5 ГВт/м<sup>2</sup>.

Исследование структуры обработанных образцов осуществляли путем анализа тонких фольг на просвечивающем электронном микроскопе. Фольги готовили из пластинок, вырезанных параллельно облученной поверхности на расстояниях 10 - 15, 25 - 30 и 50 - 60 мкм от нее. При выборе этих значений исходили из предварительного анализа структуры поперечных шлифов методом световой микроскопии (рис. 1). Анализу подвергали также фольгу, непосредственно включающую поверхность обработки.

При исследовании на поверхности выявлена структура пластинчатого типа. Размеры пластин (поперечные) не превышают 100 нм. Объем пластин характеризуется наличием крапчатого контраста элементов с характерными размерами в пределах 10 – 20 нм. Крапчатый контраст пластин свидетельствует о присутствии в них выделений второй фазы. На рис. 2 представлены изображения структуры поверхностного слоя. Кольцевое строение микроэлектронограммы указывает на наноразмерную кристаллическую структуру пластин. Индицирование микроэлектронограммы (рис. 2, *в*) выявило присутствие рефлексов α-титана, карбида титана и графита кубической модификации (параметр решетки *а* составляет 0,5545 нм).

Анализ структурно-фазового состояния отдельно взятой пластины показал, что пластины являются  $\alpha$ -титаном; карбид титана располагается в объеме пластин; графит формирует прослойки, разделяющие пластины  $\alpha$ -титана. Основными рефлексами, присутствующими на микроэлектронограмме (рис. 2, *e*), полученной с пластинчатой структуры (рис. 2, *e*), являются



Рис. 1. Структура поверхностных слоев титана BT1-0 после электровзрывного науглероживания (*a*) и электронно-пучковой обработки (δ)



Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение структуры, сформированной в поверхностном слое технически чистого титана BT1-0 при комбинированной обработке: *a*, *c* – светлое поле; б и *d* – темное поле, полученное в рефлексах первого дифракционного кольца и в рефлексах [100]α-Ti + [111]TiC; *в* и *e* – микроэлектронограмма с поз. б и *d* (стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле)

рефлексы, принадлежащие кристаллическим решеткам α-титана и карбида титана.

В поверхностном слое, расположенном на расстоянии 10-15 мкм, фиксируется структура трех морфологически различных типов – пластинчатая, зеренно-субзеренная и ячеистая. Пластинчатая структура подобна структуре, выявленной на поверхности модификации. Размеры пластин изменяются в пределах 250 – 300 нм. Анализ микроэлектронограммы указывает на то, что пластины сформированы α-титаном. Наряду с рефлексами, принадлежащими α-титану, на микроэлектронограмме выявляются рефлексы карбида титана. В структуре ячеистого типа (рис. 3) размеры ячеек изменяются в пределах 0,7-0,8 мкм. Микродифракционный анализ показывает, что ячейки сформированы твердым раствором на основе α-титана (рис. 3, б); ячейки разделены прослойками толщиной 200 – 800 нм. На микроэлектронограмме, полученной с прослойки, выявляются рефлексы, принадлежащие кристаллическим решеткам α-титана и карбида титана типа ТіС (рис. 3, *в*).

На глубине 25 – 30 мкм формируется смешанная структура, представленная зернами  $\alpha$ -титана, чередующимися с элементами дендритной кристаллизации расплава. Преобладающим типом структуры являются зерна  $\alpha$ -титана (рис. 4). Применение метода темнопольного анализа (рис. 4,  $\delta$ ) с последующим индицированием микроэлектронограммы дает основание заклю-



Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение структуры ячеистого типа, сформированной при комбинированной обработке в слое технически чистого титана ВТ1-0, расположенном на глубине приблизительно 10 мкм:

а – светлое поле; б и в – микроэлектронограммы, полученные с объема ячейки и с прослойки I, разделяющей ячейки



Рис. 4. Электронно-микроскопическое изображение структуры ячеистого (a - e) и игольчатого (c - e) типов, сформированной при комбинированной обработке в слое технически чистого титана ВТ1-0, расположенном на глубине приблизительно 25 – 30 мкм: a, c – светлое поле;  $\delta$  и d – темное поле, полученное в рефлексе [022]ТіС и в рефлексах [111]ТіС + [101] $\alpha$ -Ті; e и e – микроэлектронограмма с поз.  $\delta$  и d (стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле)

чить, что оси дендритной структуры сформированы карбидом титана состава TiC (рис. 4, *в*). Межосные пространства сформированы α-титаном. Размеры зерен α-титана изменяются в весьма широких пределах – от

сотен нанометров до единиц микрометров. Наряду с зеренно-дендритной структурой в этом слое выявляются зерна  $\alpha$ -титана, в объеме которых наблюдаются выделения второй фазы (рис. 4, *e*). Частицы имеют игольчатую форму, располагаются параллельными рядами. Продольные и поперечные размеры частиц изменяются в пределах 80 - 200 и 10 - 40 нм соответственно. Индицирование микроэлектронограммы, полученной с объема содержащего выделения зерна, показало, что частицы являются карбидом титана состава TiC.

На глубине 50 – 60 мкм формируется зеренно-субзеренная структура. Вдоль границ и в стыках границ зерен располагаются прослойки (рис. 5, *a*). Методом темнопольного анализа с последующим индицированием микроэлектронограммы показано, что прослойки сформированы  $\alpha$ -титаном и содержат частицы карбида титана (рис. 5, *б*, *г*). Частицы имеют округлую форму; размеры частиц изменяются в пределах 10 – 15 нм. Наряду с этим в объеме зерен выявляются частицы карбида титана игольчатой формы, характерное изображение которых приведено на рис. 5,  $\partial - \mathcal{K}$ . По форме и размерам такие частицы подобны игольчатым частицам, выяв-



Рис. 5. Электронно-микроскопическое изображение прослоек вдоль границ зерен (*a* – *г*) и зерна α-титана (*d* – *ж*), содержащего частицы игольчатой формы, сформированные при комбинированной обработке технически чистого титана BT1-0 в слое, расположенном на глубине приблизительно 50 – 60 мкм:

*a*, *b*, *d* – светлое поле; *б*, *e* – темное поле, полученное в рефлексах [111]TiC + [101]α-Ti; *г* и *ж* – микроэлектронограмма с поз. *б* и *e* (стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле).

Стрелкой на поз. *а* показаны границы между ячейками и прослойками между ними

ленным при исследовании структурно-фазового состояния слоя, расположенного на глубине приблизительно 25 - 30 мкм (рис. 4, e - e). Частицы карбидной фазы выявляются и вдоль границ зерен  $\alpha$ -титана. В этом случае они формируют протяженные прослойки (рис. 6).

Выводы. Метолами послойного анализа показано. что в зоне электровзрывного науглероживания после обработки высокоинтенсивным электронным пучком субмиллисекундной длительности воздействия на глубине до 10 – 15 мкм образуется многофазная структура пластинчатого типа на основе α-титана; в объеме и вдоль границ пластин располагаются частицы карбида титана и графита. В слое, расположенном на глубине 25-30 мкм, формируется структура дендритной кристаллизации; оси дендритов являются карбидом титана, межосные пространства – α-титаном. Карбид титана в этом слое присутствует и в виде частиц игольчатой формы, расположенных в зернах α-титана. В слое, расположенном на глубине 50 – 60 мкм, формируется зеренно-субзеренная структура на основе α-титана; в объеме и вдоль границ зерен располагаются частицы карбида титана различных размеров и различной морфологии.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 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.
- 2. Вострецова А.В., Карпий С.В., Будовских Е.А. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2009. № 6. С. 63 66.



Рис. 6. Электронно-микроскопическое изображение структуры технически чистого титана BT1-0, сформированной при комбинированной обработке в слое, расположенном на глубине приблизительно 50 – 60 мкм (стрелками показаны протяженные прослойки)

- Карпий С.В., Иванов Ю.Ф., Будовских Е.А., Морозов В.В. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2010. №. 6. С. 86 – 88.
- И ванов Ю.Ф., Коваль Н.Н. В кн.: Структура и свойства перспективных металлических материалов / Под ред. А.И. Потекаева. – Томск: Изд-во НТЛ, 2007. С. 345 – 382.
- Коваль Н.Н., Иванов Ю.Ф. // Изв. вуз. Физика. 2008. № 5. С. 60 – 70.

© 2012 г. Ю.Ф. Иванов, Е.А. Будовских, В.Е. Громов, Л.П. Бащенко, Н.А. Соскова, С.В. Райков Поступила 8 февраля 2012 г.

#### СОДЕРЖАНИЕ

#### МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

Василев Я.Д. Теоретическое исследование влияния натяжения
на энергетическую эффективность процесса холодной по-
лосовой прокатки
Максимов Е.А. Взаимосвязь критериев и частные показатели
плоскостности и серповидности листового проката
Сатонин А.В., Настоящая С.С., Переходченко В.А. Двухмерный
анализ напряженно-деформированного состояния металла
при горячей прокатке особо тонких листов и полос 10
Бердников В.И., Гудим Ю.А. Анализ термодинамических
свойств конденсированных карбидов14
Лыков П.А., Рощин В.Е., Воробьев Е.И. Влияние технологичес-
ких параметров распыления металлических расплавов на
гранулометрический состав порошка и форму его частиц 21
Селянин И.Ф., Феоктистов А.В., Филинберг И.Н., Подоли-
ков Я.К., Прохоренко А.В. Установка для исследования
прочности твердого топлива, используемого в шахтных пе-
чах
Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Старовацкая С.Н., Крюков Р.Е.,
Голдун З.В. Влияние углеродфторсодержащих добавок для
сварочных флюсов на свойства сварных швов
Базайкина О.Л., Темлянцев М.В., Базайкин В.И. Решение за-
дачи о нагреве двенадцатигранных слитков при граничных
условиях III рода

#### МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НАНОТЕХНОЛОГИИ

Сизов В.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Воробьев С.В., Конова-	
лов С.В. Усталостное разрушение нержавеющей стали по-	
сле электронно-пучковой обработки	35
Ефимов О.Ю., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Юрьев А.Б., Писка-	
ленко В.В. Эволюция структурно-фазовых состояний при	
эксплуатации плазменно упрочненного чугунного валка	37

#### ИНЖИНИРИНГ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Бейгельзимер Э.Е., Бейгельзимер Я.Е. Инженерный расчет формы спрейерной струи для охлаждения металлических листов .... 43

#### краткие сообщения

Амдур А.М., Лхамсурэн М., Благин Д.В. Роль продуктов терми-
ческой деструкции угля в процессе металлизации железоруд-
ных материалов
Ревун М.П., Зинченко В.Ю., Иванов В.И. Об управлении ста-
дийным сжиганием топлива в методических печах
Волков К.В., Чинокалов В.Я., Коновалов С.В. Формирование
структурно-фазовых состояний арматуры при слиттинг-про-
цессе и последующем термическом упрочнении 50
Волков К.В., Филиппова М.В., Перетятько В.Н. Прокатка раз-
делением
Тематическая подборка статей
HAHOCTDURTVDIOF MATERIA HODE HEIDE.
«НАНОСТРУКТУРНОЕ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ»
«наноструктурное материаловедение»
«наноструктурное материаловедение» Громов В.Е. О наноматериалах и нанотехнологиях
«наноструктурное материаловедение» Громов В.Е. О наноматериалах и нанотехнологиях
«наноструктурное матегиаловедение» Громов В.Е. О наноматериалах и нанотехнологиях
«наноструктурное матегиаловедение» Громов В.Е. О наноматериалах и нанотехнологиях
«наноструктурное материаловедение» Громов В.Е. О наноматериалах и нанотехнологиях
<ul> <li>«наноструктурное материаловедение»</li> <li>Громов В.Е. О наноматериалах и нанотехнологиях</li></ul>
<ul> <li>«наноструктурное материаловедение»</li> <li>Громов В.Е. О наноматериалах и нанотехнологиях</li></ul>
<ul> <li>«наноструктурное материаловедение»</li> <li>Громов В.Е. О наноматериалах и нанотехнологиях</li></ul>
<ul> <li>«наноструктурное материаловедение»</li> <li>Громов В.Е. О наноматериалах и нанотехнологиях</li></ul>
<ul> <li>«наноструктурное материаловедение»</li> <li>Громов В.Е. О наноматериалах и нанотехнологиях</li></ul>
<ul> <li>«наноструктурное материаловедение»</li> <li>Громов В.Е. О наноматериалах и нанотехнологиях</li></ul>
<ul> <li>«наноструктурное материаловедение»</li> <li>Громов В.Е. О наноматериалах и нанотехнологиях</li></ul>

#### CONTENTS

#### METALLURGICAL TECHNOLOGIES

Vasilyev Ya.D. Theoretical study of the influence of tension on the
energy efficiency of cold-rolled strip
Maksimov E.A. Relationship of criteria and partial indicators of
flatness and camber of the rolled sheet 6
Satonin A.V., Nastoyashchaya S.S., Perekhodchenko V.A. Two-di-
mensional analysis of the stress-strain state of metal during hot
rolling of exceptionally thin sheets and strips 10
Berdnikov V.I., Gudim Yu.A. Analysis of thermodynamic properties of condensed carbides
Lykov P.A., Roschin V.E., Vorob'yev E.I. Influence of the process
parameters of metal melts sputtering on the powder granulomet-
ric composition and shape of its particles
Selyanin I.F., Feoktistov A.V., Filinberg I.N., Podolikov Ya.K.,
Prokhorenko A.V. Apparatus for studying the strength of the
solid fuel used in blast furnaces
Kozyrev N.A., Igushev V.F., Starovotskaya S.N., Kryukov R.E.,
Golgun Z.V. Influence of carbon-fluorine-containing additives
for welding flux on the properties of welded joints
Bazaykina O.L., Temlyantsev M.V., Bazaykin V.I. Solution of the
problem of heating the dodecahedral ingots under boundary
conditions of type III
MATERIALS SCIENCE

## AND NANOTECHNOLOGIES

#### ENGINEERING IN FERROUS METALLURGY

#### **RESPONSES REVIEWS**

Amdur A.M., Lkhamsuren M., Blagin D.V. Role of the products of coal thermal degradation in the process of metallization of iron	40
Bevun M.P. Zinchenko V.Vu. Ivanov VI. About the control of	48
staged combustion in continuous furnaces	49
Volkov K.V., Chinokalov V.Ya., Konovalov S.V. Formation of struc-	
tural-phase states of armature in the slitting-fitting process and	
subsequent thermal hardening	50
Volkov K.V., Filippova M.V., Peretyatko V.N. Slit rolling	52
Trainel all they of auticlas	
10pical selection of articles "NANOSTDUCTUDAL MATERIALS SCIENCE"	
NANOSTRUCTURAL MATERIALS SCIENCE	
Gromov V.E. About nanomaterials and nanotechnologies	53
Ivanov A.M., Ugurchiev U.Kh., Stolyarov V.V., Petrova N.D., Platonov A.A. Combination of the methods of intensive plas-	
tic deformation of construction steels	54
Sarychev V.D., Granovsky A.Yu., Starovatskaya S.N., Gro-	
mov V.E. Hydrodynamic model of nanostructured layers for-	
mation	57
Potekaev A.I., Khokhlov V.A., Galsanov S.V. Structural and	
phase states and the properties of titanium nickelide during	61
Polotoov C M Mortynov A N Dmitrionko D V Staroston	01
kov M D Molecular dynamics study of structural transforma-	
tions near the grain boundaries of torsion in nickel in the con-	
ditions of uniaxial deformation	. 64

Ivanov Yu.F., Budovskikh E.A., Gromov V.E., Bashchenko L.P.,	
Soskova N.A., Raykov S.V. Formation of nanocomposite lay-	
ers on the surface of VT1-0 titanium at electroexplosive carbu-	
rization and electron-beam treatment	67

Подписано в печать 26.06.2012. Формат 60×90 <sup>1</sup>/<sub>8</sub>. Бум. Офсетная № 1. Печать цифровая. Усл. печ. л. 9,0. Заказ 3609.

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