

Министерство образования Республики Беларусь
Белорусский национальный технический университет

МЕТАЛЛУРГИЯ

РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ
СБОРНИК НАУЧНЫХ ТРУДОВ

Основан в 1967 году

ВЫПУСК 29

Минск
"Вышэйшая школа"
2005

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ:

В.И. Тимошпольский (гл. редактор), *В.А. Маточкин* (зам. гл. редактора),
Б.М. Немененок (зам. гл. редактора), *И.А. Трусова* (отв. секретарь),
Д.Н. Андрианов, *Л.Г. Ворошнин*, *Л.А. Исаевич*, *В.М. Королев*, *Д.М. Кукуй*,
Н.Л. Мандель, *Е.И. Марукович*

Рецензенты:

академик Национальной академии наук Беларуси,
доктор технических наук *С.А. Астапчик*,
член-корреспондент Национальной академии наук Беларуси,
доктор физико-математических наук *Н.В. Павлюкевич*

Представлены материалы в области металлургии, литейного производства, обработки металлов давлением, материаловедения, термической обработки металлов и порошковой металлургии. Рассмотрены вопросы математического моделирования высокотемпературных металлургических процессов и агрегатов, закономерности повышения качества слитков, отливок и заготовок. Результаты исследований нашли широкое применение в металлургических технологиях машиностроительных производств. Значительное внимание уделено общим вопросам развития направлений как в большой металлургии, так и в средних и мелких металлургических переделах.

Для инженерно-технических и научных работников, преподавателей и студентов вузов соответствующего профиля.

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

УДК 669.187

В.И. ТИМОШПОЛЬСКИЙ, д-р техн. наук (НАН Беларуси),
Ю.А. САМОЙЛОВИЧ, д-р техн. наук (НПО «Платан»),
И.А. ТРУСОВА, д-р техн. наук (БНТУ),
В.А. МАТОЧКИН, канд. техн. наук (РУП «БМЗ»),
М.Л. GERMAN, канд. физ.-мат. наук (ИТМО НАН Беларуси)

МЕХАНИЧЕСКИЕ (УПРУГИЕ И РЕОЛОГИЧЕСКИЕ) СВОЙСТВА ПРОМЫШЛЕННЫХ МАРОК СТАЛИ, ИСПОЛЬЗУЕМЫХ ДЛЯ НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ ЗАГОТОВОК, ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ (ОБЗОР)

Определение механических свойств стали является неотъемлемой частью освоения той или иной технологии производства изделий из стали различных марок. Перечень необходимых механических свойств, нуждающихся в определении, базируется на основных требованиях технологии производства изделий и определяет специфику показателей необходимых свойств и интервал температур, в котором необходимо знание этих свойств.

С середины XX в. в развитых странах началось интенсивное освоение технологии непрерывного литья стальных заготовок для последующей прокатки, что знаменовало собой более высокий уровень требований к сведениям относительно механических свойств различных промышленных марок стали в области температур, близких к интервалу температур кристаллизации стали. Подобная специфика требований к необходимой информации определяется стремлением к повышению выхода годного металла, и в первую очередь к обоснованию технологических приемов устранения таких дефектов непрерывнолитых заготовок, как горячие трещины, отличающиеся большим разнообразием (внешние, внутренние, продольные посередине широких граней стальных слябов, поперечные, угловые, кромочные, звездообразные), холодные трещины, газовые пустоты, пористость, и прочих дефектов, наличие которых приводит к отбраковке части металла при последующей прокатке и термической обработке.

Ниже выполнен обзорный анализ публикаций, посвященных определению достаточно узкого перечня показателей механических характеристик, в частности упругих и реологических свойств углеродистой и легированной стали, применяемой при непрерывном литье заготовок различной формы – листовых (слябов), с кру-

говым и прямоугольным поперечным сечением (блюмов), в интервале температур, близких к реальному интервалу кристаллизации изучаемых марок стали.

Модуль упругости является важнейшей характеристикой стали при расчетах термических напряжений, возникающих в оболочке затвердевающих слитков (заготовок) в процессе непрерывного литья.

В настоящее время наиболее изученным является начальный участок температур (20...700 °С), причем с наибольшей определенностью установлено значение модуля упругости углеродистой стали при комнатной температуре, равное $2,2 \cdot 10^5$ МПа. В раннем исследовании Л.М. Постнова и Б.Б. Гуляева [1] предлагается принять значение модуля упругости стали в начальный период затвердевания равным 7000 кг/см^2 , т.е. 700 МПа. При проведении конкретных расчетов уровня термических напряжений в слабых непрерывнолитых заготовках авторы книги [2] использовали значение $E = 500 \text{ МПа}$ (5000 кг/см^2).

В монографии Б.Б. Гуляева [3] для интервала температур вблизи от температуры солидус вводится понятие модуля деформации E_m , связывающего относительную деформацию (ϵ_m) с напряжениями (σ) в отливке:

$$\epsilon_m = \sigma / E_m,$$

причем параметр E_m принимается равным $1,3 \cdot 10^4 \text{ кг/см}^2$ (1300 МПа).

В статье О.М. Пюрингера [4] на основании анализа эмпирических данных разных авторов приводится график зависимости модуля упругости стали от температуры в диапазоне 20...1500 °С (рис. 1). Для практических расчетов автор статьи [4] разделил график зависимости $E(T)$ на три участка, для каждого из которых предложено несложное аналитическое выражение:

$$E(T) = E_{20} \left[1 - \left(\frac{T}{940} \right)^2 \right] \quad \text{при } 20 \leq T \leq 500 \text{ } ^\circ\text{С},$$

$$E(T) = 23\,770(1134 - T) \quad \text{при } 500 < T \leq 750 \text{ } ^\circ\text{С},$$

$$E(T) = \frac{5940}{T_{\text{сол}} - 1134} (T_{\text{сол}} - T)^2 \quad \text{при } 750 < T \leq 1500 \text{ } ^\circ\text{С}.$$

Из графика, приведенного на рис. 1, следует, что для двух крайних участков температурного интервала представляется возможным использовать параболическое распределение и лишь в достаточно узком промежуточном интервале температур (500...750 °С) – простейшую (линейную) зависимость $E = E(T)$.

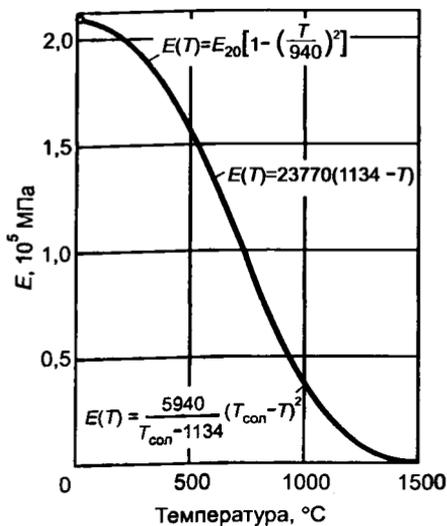


Рис. 1. Зависимость модуля упругости углеродистой стали от температуры

В более поздней работе японских исследователей [5] линейная зависимость $E = E(T)$ охватывает значительный интервал температур (20...800 °С), после чего значение модуля упругости монотонно, приблизительно по закону экспоненты, снижается от $E = 0,93 \cdot 10^5$ МПа при 800 °С до нуля при температуре кристаллизации стали (рис. 2).

Следует отметить, что область повышенных температур (1000...1500 °С) остается наименее изученной в отношении зависи-

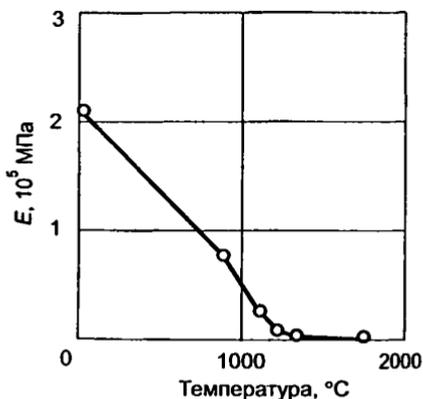


Рис. 2. Зависимость модуля упругости от температуры [5]

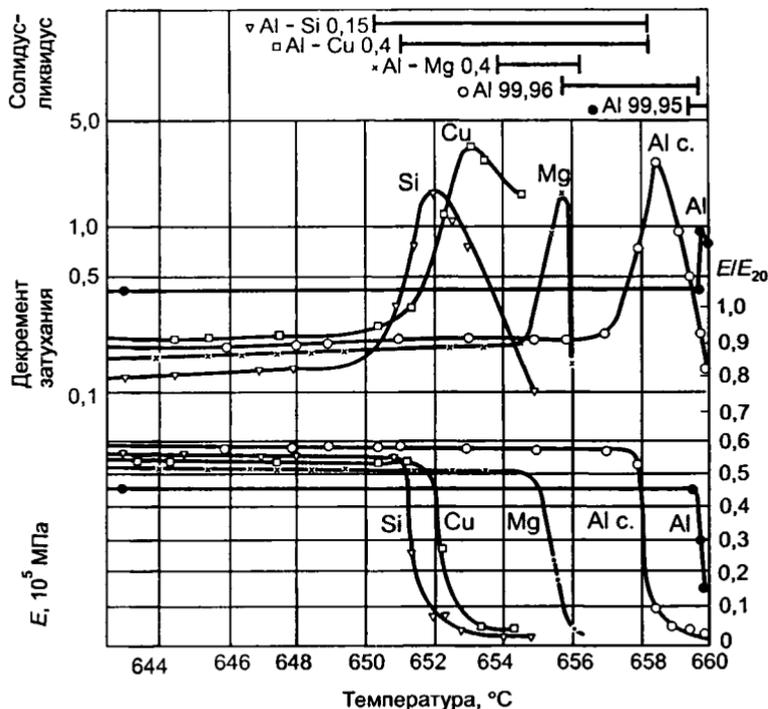


Рис. 3. Декремент затухания крутильных колебаний и модуль упругости алюминия и некоторых сплавов на его основе [7]

мости модуля упругости от температуры. Уверенность, с которой авторы публикаций [4, 5] определяют модуль упругости равным нулю в окрестности температуры солидус стали, вызывает большие сомнения.

В области повышенных температур (1000...1450 °С) высокая подвижность атомов обуславливает необходимость учета реологических эффектов в металле (ползучести, релаксации напряжений). При этом традиционное определение модуля упругости, связывающего значения напряжений и деформаций в установившемся (традиционном) режиме нагружения, теряет свой смысл, и для определения модуля упругости необходимо использовать специфические (резонансные) методы [6], позволяющие зафиксировать практически мгновенные значения нестационарного модуля упругости. Использование резонансных методов исследования упругих свойств при повышенных температурах для ряда металлов и сплавов привело к весьма неожиданным результатам.

В работе К. Буланже [7] приведены результаты измерения модуля упругости для чистого алюминия и ряда его сплавов (с магнием, кремнием, медью), выполненные с применением резонансного метода. Результаты экспериментов К. Буланже представлены на рис. 3, где показано изменение декремента затухания, характеризующего степень

внутреннего трения в металле, значения модуля упругости вблизи от точки плавления чистого алюминия (660 °С) и температур кристаллизации ряда его сплавов. Очевидно, что вблизи от точки плавления декремент затухания быстро возрастает, а модуль Юнга начинает уменьшаться в непосредственной близости от точки плавления. Для чистого алюминия (99,997%) точка резкого перелома значений $E = E(T)$ лежит всего лишь на 0,2 град ниже равновесной точки плавления; при этом отношение E/E_{20} в точке перелома составляет примерно 0,46.

Аналогичные измерения выполнены для стали в работе Д.Р. Хьюба [8]. Установлено, что модуль упругости при температуре 1200 °С равен около 90 ГПа, тогда как при комнатной температуре модуль упругости стали равен примерно 220 МПа, т.е. $E_{1200}/E_{20} = 0,41$. Подобное аномально высокое значение модуля упругости стали в области температур, близких к температуре солидус, может получить объяснение, если принять во внимание быстротекущие процессы в начальной стадии кристаллизации стальных слитков, связанные с протеканием структурных превращений в стали.

При высоких температурах в кристаллической решетке материала возникают настолько сильные колебания атомов, что некоторая постоянная во времени внешняя нагрузка вызывает неуклонно прогрессирующую деформацию, называемую ползучестью [9]. На рис. 4 приведены примеры кратковременной ползучести углеродистой стали Ст3, полученные при температурах 1100, 1150 и 1200 °С с помощью испытательной установки ИМАШ-5С [10]. Эмпирические зависимости от приложенного напряжения и от скорости деформации принято записывать в виде соотношения

$$\sigma = B_0(\epsilon, T) \dot{\epsilon}^{m(\epsilon, T)} \quad (1)$$

либо

$$\sigma = B_1 \dot{\epsilon}^m \exp[-\lambda(T + 273)], \quad (2)$$

где $B_0, B_1, m, \mu, \lambda$ – параметры, определяемые опытным путем.

В табл. 1 приведены значения постоянных B_0 и m зависимости (1), соответствующие экспериментальным данным, полученным в температурном интервале 1300...1400 °С [10].

Таблица 1

Значения постоянных B_0 и m в формуле (1)

Температура, °С	Параметр	Относительная деформация				
		0,02	0,04	0,06	0,08	при σ_{\max}
1300	B_0	26,6	30,2	40,7	43,9	43,9
	m	0,190	0,170	0,206	0,203	0,216
1400	B_0	29,4	31,9	32,2	34,5	34,5
	m	0,239	0,232	0,227	0,234	0,234

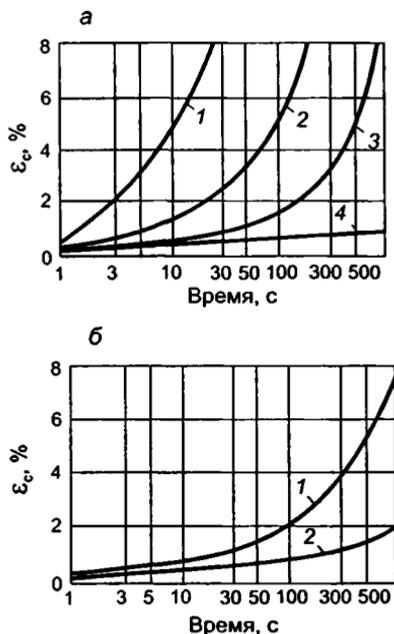


Рис. 4. Кривые ползучести стали Ст3 при высоких температурах:
 $a - \sigma_0 = 11 \text{ МПа}$ (1 - при $T = 1200^\circ\text{C}$; 2 - при $T = 1150^\circ\text{C}$; 3 - при $T = 1100^\circ\text{C}$); $b - \sigma_0 = 5,8 \text{ МПа}$ (1 - при $T = 1200^\circ\text{C}$; 2 - при $T = 1100^\circ\text{C}$)

Следует отметить, что при используемых на практике скоростях вытягивания стальных слитков (заготовок) скорости деформирования невелики по сравнению со скоростями деформирования при прокатке [11, 12] и изменяются в пределах $0,01 \dots 0,00001 \text{ с}^{-1}$. Ниже приводятся эмпирические соотношения вида (2), применяемые для указанных выше скоростей деформирования в интервале температур $800 \dots 1400^\circ\text{C}$ [10]:

для углеродистой стали ($C = 0,2\%$)

$$\sigma = 21\,900 \dot{\epsilon}^{0,2} \exp[-0,004(T + 273)];$$

для низколегированной стали 10Г2

$$\sigma = 11\,348 \dot{\epsilon}^{0,1454} \exp[-0,00376(T + 273)];$$

для жаростойкой стали ферритного класса Х17

$$\sigma = 30\,983 \dot{\epsilon}^{0,1580} \exp[-0,0040(T + 273)];$$

для жаростойкой стали аустенитного класса X18H9

$$\sigma = 52\,313\epsilon^{0,1475} \exp[-0,0045(T + 273)];$$

для конструкционной легированной стали 30ХН3

$$\sigma = 14\,546\epsilon^{0,1413} \exp[-0,00364(T + 273)];$$

для конструкционной легированной стали 35ХМФА

$$\sigma = 22\,478\epsilon^{0,1519} \exp[0,00416(T + 273)];$$

для аустенитной стали с карбидным упрочнением 4X14H14B2M

$$\sigma = 72\,912\epsilon^{0,1620} \exp[-0,0044(T + 273)].$$

В работе [13] представлены результаты изучения ползучести литой стали марок 17Г2СФ, Ст10 и Зсп, причем опытные образцы вырезали из корковой зоны непрерывнолитых слабовых заготовок, отлитых со скоростями 0,45...0,50 м/мин на МНЛЗ криволинейного типа. На рис. 5 показан характерный вид кривых нагружения образцов стали 17Г2СФ при различных температурах (1100...1450 °С) при двух принятых скоростях растяжения (1 и 4 мм/мин).

Показательно, что наименьшие значения допустимой деформации, судя по данным, приведенным рис. 5, получены при температуре 1200 °С; именно при такой температуре наблюдается ухудшение пластических свойств изученных в работе [13] марок стали.

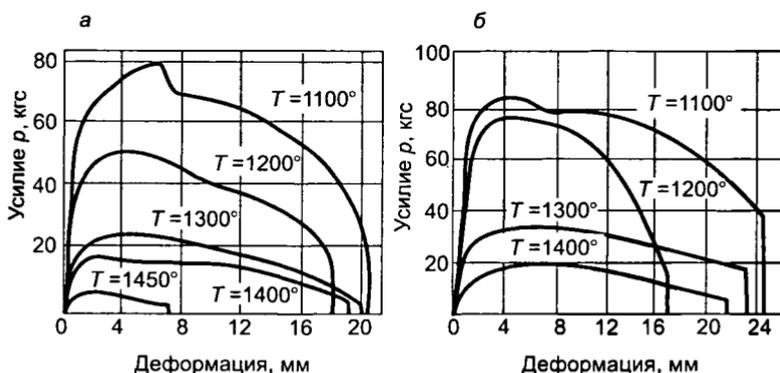


Рис. 5. Осциллограммы нагружения образцов из стали 17Г2СФ при различных температурах и скоростях растяжения:
а - 1 мм/мин; б - 4 мм/мин

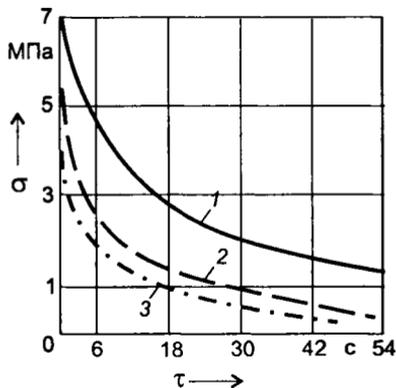


Рис. 6. Кривые релаксации напряжений для стали Ст3 при высоких температурах: 1 – при $T = 1200^\circ\text{C}$; 2 – при $T = 1300^\circ\text{C}$; 3 – при $T = 1350^\circ\text{C}$

При рассмотрении процессов, сопровождающихся вязкопластической деформацией материала, необходимо принимать во внимание релаксацию – самопроизвольное уменьшение напряжения при неизменном значении деформации. На рис. 6 представлены характерные кривые релаксации напряжений для стали Ст3 ($C = 0,2\%$) при температурах 1200, 1300 и 1350 $^\circ\text{C}$ [10].

На рис. 7 приведены результаты экспериментов И.Д. Дергунова [14] по определению времени релаксации углеродистой стали, выполненных резонансным методом, в диапазоне температур

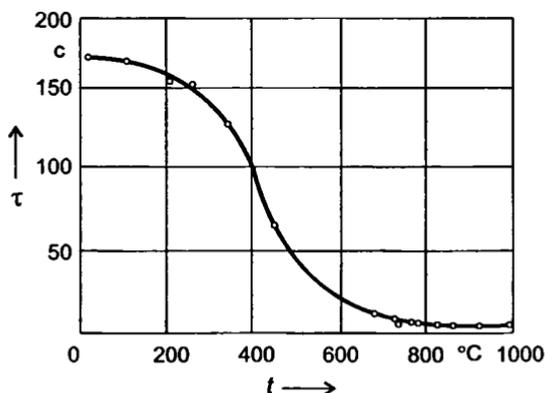


Рис. 7. Зависимость периода релаксации (τ_p) от температуры при резонансном методе испытаний (сталь с содержанием 1% углерода)

20...1000 °С. Автор статьи [14] отмечает, что им исследована партия образцов с различным содержанием углерода – от 0,6 до 1,2%, причем графики зависимости $\tau_p(T)$ мало различались при варьировании содержания углерода. Судя по графику, представленному на рис. 7, с ростом температуры время релаксации неуклонно сокращается, причем в интервале 700...1000 °С время релаксации изменяется в очень узких пределах: 4...5 с, а при комнатной температуре достигается значение $\tau_p = 170...175$ с. И.Д. Дергунов [14] отмечает, что все реальные тела в изученном диапазоне температур обладают одновременно и упругими и вязкими свойствами, причем время релаксации может быть выражено через модуль упругости (G) и коэффициент вязкости (μ) соотношением

$$\tau_p = \mu/G. \quad (3)$$

В книге [15] предложен способ расчета времени релаксации стали при повышенных температурах на основе соотношения (3), причем для высоких температур (1000...1400 °С) интенсивность диффузионных процессов учитывается путем задания коэффициента вязкости $\mu = \mu(T)$ соотношением

$$\mu(T) = \mu_* \exp \left[\beta \left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T_*} \right) \right],$$

где параметр μ_* для области высоких температур, близких к температуре солидус изучаемого сплава, судя по опытным данным, равен $(2...5) \cdot 10^9$ Па·с.

В результате формула для определения времени релаксации стали при повышенных температурах принимает вид

$$\tau_p = \frac{\mu_*}{G(T)} \exp \left[\beta \left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T_*} \right) \right], \quad (4)$$

где $\beta = Q/R$; $Q = 270$ кДж/моль – энергия активации самодиффузии γ -Fe (39), $R = 8,31$ Дж/моль – газовая постоянная.

Расчеты, выполненные по формуле (4) для температур в интервале 1000...1400 °С, приводят к значениям τ_p порядка нескольких секунд [15], что практически совпадает с опытными данными И.Д. Дергунова [14], приведенными на графике (рис. 7).

ЛИТЕРАТУРА

1. *Постнов, Л.М.* Исследование механических свойств стали в период за­твердевания и анализ горячих трещин при непрерывной разливке / Л.М. Постнов, Б.Б. Гуляев // Непрерывная разливка стали. М.: Изд-во АН СССР, 1956. С. 212 – 221.

2. Непрерывная разливка стали в заготовки крупного сечения / А.И. Чижиков [и др.]. М.: Металлургия, 1970. 136 с.
3. Гуляев, Б.Б. Литейные процессы / Б.Б. Гуляев. М.; Л.: Машгиз, 1960. 416 с.
4. Пюрингер, О.М. Формирование непрерывнолитой заготовки на МНЛЗ / О.М. Пюрингер // Черные металлы: пер. с нем. 1976. № 6. С. 3 – 9.
5. Технология скоростной непрерывной разливки с использованием данных анализа и предотвращение внутренних трещин в слябах / М. Найтоу [и др.] // Новости черной металлургии России и зарубежных стран: пер. с англ. 2000. № 2. С. 68 – 72.
6. Кашталян, Ю.А. Характеристики упругости материалов при высоких температурах / Ю.А. Кашталян. Киев: Наук. думка, 1970. 112 с.
7. Boulanger, C. Influence of Grain Boundaries on Certain Properties of Metals and Alloys near the Melting Point / C. Boulanger // Revue de Metallurgie. 1954. V. 51. P. 219.
8. Hub, D.R. Proceedings of IV-th International Vong Acoustics / D.R. Hub. 1962, 551 p.
9. Пуарье, Ж.П. Ползучесть кристаллов: пер. с англ. / Ж.П. Пуарье. М.: Мир. 1988. 287 с.
10. Нисковских, В.М. Машины непрерывного литья слябовых заготовок / В.М. Нисковских, С.Е. Карлинский, А.Д. Беренов. М.: Металлургия, 1991. 272 с.
11. Пластичность стали при высоких температурах / М.И. Зуев [и др.]. М.: Металлургиздат, 1954. 318 с.
12. Мигачев, Б.А. Пластичность инструментальных сталей и сплавов: справочник / Б.А. Мигачев, А.И. Потапов. М.: Металлургия, 1980. 92 с.
13. Лебедев, В.И. Исследование процесса деформации стали, отлитой непрерывным способом / В.И. Лебедев, Д.П. Евтеев, М.Я. Бровман // Непрерывная разливка стали. 1974. № 2. С. 56–60.
14. Дергунов, И.Д. Определение периода релаксации углеродистых сталей и цветных металлов / И.Д. Дергунов // Журнал технической физики. 1951. Т. 21. Вып. 12. С. 1526–1534.
15. Самойлович, Ю.А. Микрокомпьютер в решении задач кристаллизации слитка / Ю.А. Самойлович. М.: Металлургия, 1988. 182 с.

УДК 669.187.26.001.57

В.А. МАТОЧКИН, канд. техн. наук,
Д.Н. АНДРИАНОВ, канд. техн. наук,
Ю.В. КАРПОВИЧ, К.Н. МИТРИЧЕНКО,
Ф.Г. ГАРЕЕВ (РУП «БМЗ»)

ВОЗМОЖНЫЕ ПУТИ РАЗВИТИЯ ИНЖЕКЦИОННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ НА РУП «БМЗ» С ВЕДЕНИЕМ ПЛАВКИ НА ВСПЕНЕННОМ ШЛАКЕ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕЛА

Введение. Мировое производство электростали в дуговых сталеплавильных печах (ДСП) постоянно совершенствуется и модернизируется. Это связано с увеличением выплавки стали в дуговых печах, ростом цен на энергоносители, ужесточением конкурентной борьбы за рынки сбыта. Мировой индекс цен на электроэнер-

гию характеризуется опережающим ростом по сравнению с другими промышленными ресурсами, поэтому энергетическая экономичность промышленных процессов, в том числе и при выплавке стали, является важнейшим показателем производства. В связи с этим в электрометаллургии постоянно идет поиск вариантов усовершенствования существующих технологий, позволяющих снизить энергопотребление и в то же время увеличить производительность сталеплавильных агрегатов.

Стоимость современных сталеплавильных агрегатов достаточно высока, и не каждое металлургическое предприятие в состоянии произвести замену устаревших электропечей современными. Однако увеличение себестоимости стали, выплавленной в электропечах, которое вызвано ростом цен на энергоносители (в первую очередь электроэнергию) и другое расходуемое сырье, все более настойчиво требует внедрения ресурсо- и энергосберегающих технологий и соответствующего оборудования. Затраты в этом случае по сравнению со стоимостью новых агрегатов значительно ниже; при этом требуется гораздо меньше времени на реализацию. Поэтому одним из основных направлений совершенствования электросталеплавильного производства в настоящее время является модернизация сталеплавильных агрегатов, направленная на снижение расхода электроэнергии на тонну выплавленной стали.

Исторически сложилось так, что Республика Беларусь из-за отсутствия крупных месторождений топливного сырья и базы для развития альтернативной энергетики вынуждена импортировать как электроэнергию, так и первичные энергоносители (газ, уголь и т.д.). Поэтому проведение политики энергосбережения на таком крупнейшем потребителе энергии, как РУП «БМЗ», является важнейшей стратегической задачей для белорусской экономики в целом.

Реализация последних достижений и современных энергосберегающих технологий на РУП «БМЗ». Первоначально все три печи имели относительно одинаковую энергетическую комплектацию – три стеновые газокислородные горелки мощностью 3,6 МВт каждая для нагрева и «подрезки» лома, через которые подавалась смесь следующего состава и расхода: природный газ – 5,0...6,5 м³/т, кислород – 10,0...14,0, воздух – 2,0...3,0 м³/т при давлении 0,25...0,35; 0,8...1,2 и 0,4...0,6 МПа соответственно. Суммарный расход природного газа на все горелки составлял 1600...1700 м³/ч, кислорода – 3200...3400 м³/ч. Подача кислорода в печь осуществлялась через рабочее окно печи с помощью расходного кислородного копия с интенсивностью 20...25 м³/т и общим расходом 1800...2200 м³/ч. После реконструкции в 1998 г. ДСП № 3 дополнительно была оборудована дверной газокислородной горелкой

мощностью 5 МВт, манипулятором «МАРК-4» для вдувания кислорода и углеродосодержащих материалов через рабочее окно, многофункциональной фурмой со стороны эркера. Раннее начало продувки металла кислородом с помощью манипулятора с интенсивностью 1800...2400 м³/ч и комбинированной эркерной фурмой с интенсивностью 1200...1500 м³/ч, а также применение комплекта из трех топливно-кислородных горелок (ТКГ) позволило сократить длительность плавки на 5...10 мин и выйти на расход электроэнергии 450...460 кВт·ч/т. Вдувание в ванну углеродосодержащего материала (размером 1...4 мм с интенсивностью 5...30 кг/мин и общим удельным расходом 2,5...5,0 кг/т) позволило поддерживать шлак во вспененном состоянии до конца плавления металла, что повысило устойчивость горения дуг и защиту водоохлаждаемых элементов печи от прямого излучения дуги и увеличило срок службы футеровки.

Перспективные направления инъекционных технологий с использованием типового устройства – стеновой фурмы-манипулятора. Одним из путей снижения удельного расхода электроэнергии и соответственно повышения производительности ДСП является внедрение инъекционных технологий плавления металла в печи. Ввиду этого с учетом условий РУП «БМЗ» представляется интересным применение технологии вспенивания шлака в процессе плавления металла в ДСП с использованием многофункциональной стеновой фурмы-манипулятора в качестве агрегата для ввода измельченного мела в электродуговую печь, на границу металл – шлак. Как известно, фурма-манипулятор предполагает несколько режимов: режим режущего кислорода (подрезка шихты в труднодоступных холодных зонах ДСП); вдувание углеродосодержащих материалов в глубину ванны; дожигание монооксида углерода до диоксида с выделением дополнительного количества теплоты для интенсификации плавки; вдувание углеводородов.

Фурма-манипулятор является универсальным средством интенсификации плавки в ДСП, благодаря которому значительно упрощаются технологические операции при выплавке стали и сокращается время плавки под током. Манипулятор предназначен для ввода мультифурмы в амбразуру стеновой панели электропечи и угловых перемещений ствола мультифурмы в пределах амбразуры стеновой панели. Перемещение мультифурмы в ДСП производится гидроцилиндром. На рис. 1 изображена типовая стеновая фурма-манипулятор мультифурмы.

При необходимости стеновая фурма-манипулятор дополнительно может быть снабжена механизмом поворота в горизонтальной плоскости. Угол поворота мультифурмы $\pm 15^\circ$ вполне достаточен для выполнения необходимых технологических операций. Воз-

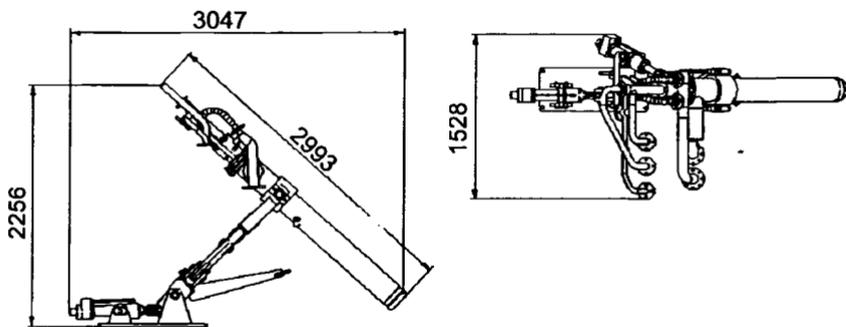


Рис. 1. Стеновая фурма-манипулятор с механизмом поворота

возможность поворота стеновой мультифурмы в горизонтальной плоскости позволяет значительно расширить площадь обрабатываемой ванны и тем самым повысить ее технологичность (рис. 2).

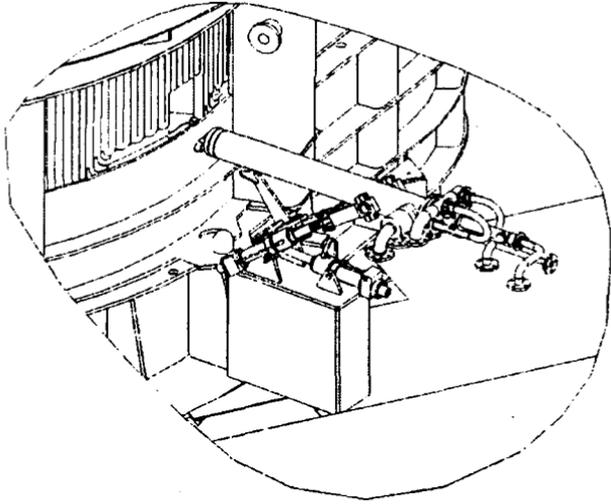
Стеновой манипулятор мультифурмы снабжен механизмом очистки от шлаковых отложений. Для производства ремонтных или регламентных работ, а также защиты других устройств и людей от радиационного излучения сталеплавильной электропечи в комплект манипулятора входит затвор амбразуры, который предназначен для запираания окна ввода стеновой фурмы-манипулятора.

Перспективные направления инъекционных технологий с использованием альтернативного материала – порошкообразного мела. Инъекционные технологии – наиболее приемлемый путь повышения производительности ДСП. В мировой практике такие технологии широко распространены. Продувка металла порошкообразными материалами (или вдувание в металл порошкообразных материалов) проводится с целью обеспечения максимального контакта вдуваемых твердых реагентов с металлом, максимальной скорости взаимодействия реагентов и металла, высокой степени использования вдуваемых реагентов.

Положительная сторона этой технологии состоит в том, что реагент вдувается в металл струей газа-носителя, который сам оказывает определенное воздействие на металл. В качестве газа-носителя используют аргон, азот, кислород, а в качестве вдуваемых реагентов – шлаковые смеси на основе извести, углеродосодержащие материалы.

Использование мела для пенообразования и вспенивания шлака еще мало изучено и не получило широкого распространения, что связано с консервативными взглядами на применение извести и известняка в качестве шлакообразующих материалов. Использо-

а



б

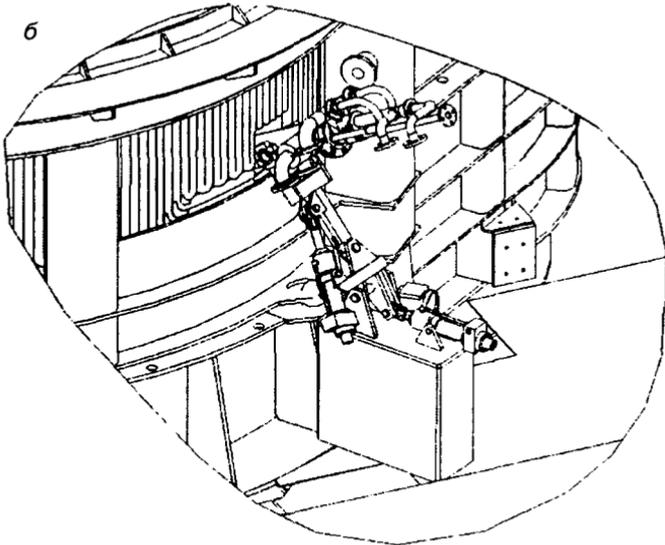


Рис. 2. Стеновая фурма-манипулятор:
а – в стационарном положении; б – в рабочем положении

вание мела как нетрадиционного материала для инъекции в расплав представляется перспективным направлением.

В настоящее время в электросталеплавильном цехе № 1 (ЭСЦ-1) при выплавке стали в ДСП технология вспенивания шлака осуществляется путем подачи кокса и извести из бункеров на поверхность шлака, что не позволяет вводить углерод на границу раздела металл – шлак и не дает возможности достичь оптимального использования материалов и электроэнергии. Значительным недостатком существующей технологии вспенивания является дефицит извести (порядка 15%) и кокса, а также высокая стоимость последнего. Кокс в Республике Беларусь не производится, поэтому его приходится закупать в соседних странах, что приводит к дополнительным затратам как на транспортировку, так и на закупку по импорту.

Мел – землистая горная порода белого цвета, состоящая почти из чистого карбоната кальция (CaCO_3), т.е. имеет такой же химический состав, как и известняк, но отличается по структуре. Химический состав мела карьерной добычи представлен в табл. 1. Известняк имеет более плотную структуру, его плотность – 1800...2600 кг/м³, плотность мела – 950... 1200 кг/м³, следовательно, мел легче поддается дроблению.

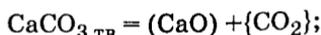
Таблица 1

Химический состав мела карьерной добычи, %

Химический элемент	Мел (МК-1)	Химический элемент	Мел (МК-1)	Химический элемент	Мел (МК-1)
CaCO_3	98,9	Al_2O_3	0,22	SO_3	0,02
MgCO_3	0,23	K_2O	0,04	CO_2	42,5
SiO_2	0,64	SrO	0,08	H_2O	0,43
Fe_2O_3	0,09	Na_2O	0,01		

Инъекция мела на границу металл – шлак приводит к получению следующих реакций:

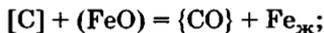
разложение мела



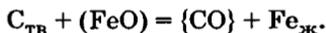
окисление железа металла кислородом дутья и образующимся углекислым газом



окисление углерода расплава на границе фаз шлак – металл образующимся FeO



окисление кокса в слое шлака образующимся FeO



Выполнив расчеты объема выделяющегося газа CO₂ при разложении 1 кг мела, получили следующие результаты: для замены 1 кг кокса потребуется 8,3 кг мела, а для замены 1 кг извести – 1,7 кг мела. По существующей в ЭСПЦ-1 технологии для образования вспененного шлака присаживают в ванну около 5...6 кг мела на 1 т кокса и 50...60 кг на 1 т извести, при этом значительная часть углерода кокса окисляется кислородом атмосферы печи и не участвует во вспенивании шлака. При использовании предлагаемой технологии аналогичного газовыделения в шлаке можно достичь, сократив расход углеродосодержащего материала (кокса) на 50%; образующийся при разложении мела CaO компенсирует дефицитную известь, а приход теплоты от дожигаания образующегося CO – падение температуры ванны. Реакции разложение мела и окисления углерода металла образующимся FeO сопровождаются выделением газов, что способствует интенсивному вспениванию шлака. Некоторое снижение температуры шлака в районе ввода мела способствует образованию гетерогенной структуры, оптимальной для вспенивания.

Проведение исследовательских работ в области использования технологии вспенивания шлака показало, что максимальный объем пены образуется при температурах 1450...1550 °С; при более низких температурах шлак застывает, при более высоких снижается его способность удерживать газ, вследствие чего объем шлака уменьшается. Для снижения тепловых потерь сталеплавильным агрегатом в дальнейшем представляется перспективным направлением использование смеси, состоящей из мела и углеродосодержащего материала (кокса).

Опыт показывает, что для обеспечения эффективного контроля за расходом мела и высоты вспененного шлака необходимо вдвигать мел на границу металл – шлак малыми порциями (по 10...20 кг), постоянно контролируя высоту вспененного шлака, и в случае избытка шлака принимать меры для его скачивания. Инжекцию мела предлагается проводить в потоке O₂ и Ar. Поток O₂ на начальном этапе ведения плавки позволит проводить подрезку и расплавление металлошихты, а также будет способствовать окислению элементов металлошихты, что

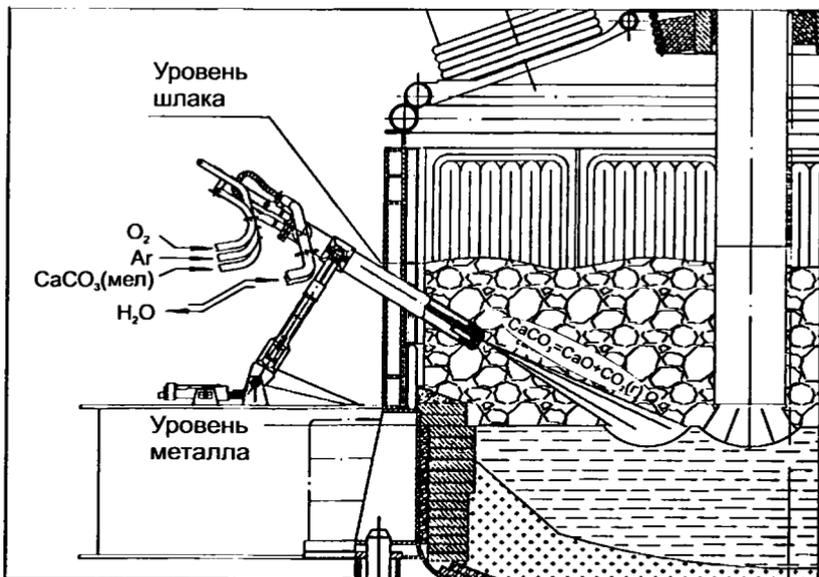


Рис. 3. Технологическая схема работы ДСП-100 на вспененных шлаках с использованием порошкообразного мела

обеспечит интенсификацию процесса плавления металла в ДСП. В дальнейшем по мере уменьшения содержания углерода в расплаве и необходимости снижения уровня переокисленности металла поток O_2 рекомендуется заменить на Ar в завершающей стадии доводки плавки.

Технологическая схема работы печи на вспененных шлаках показана на рис. 3 и 4.

Очевидным преимуществом использования данной технологии является то, что электрические дуги, погруженные во вспененный шлак, горят стабильнее, уменьшаются колебания силы тока и напряжения. Это позволяет повысить вводимую в печь мощность примерно на 15%. При уменьшении токового времени и общей продолжительности плавки уменьшится и удельный расход электроэнергии. В результате увеличения длины дуг и снижения силы тока дуги, а также меньшего бокового расхода электрода при экранировании дуг шлаком расход электродов снизится на 10...15%.

В конечном счете использование технологии вспенивания шлака на основе инъекционных методов ведения плавки в ДСП с применением альтернативного материала – мела предполагает получение результатов, показанных в табл. 2.

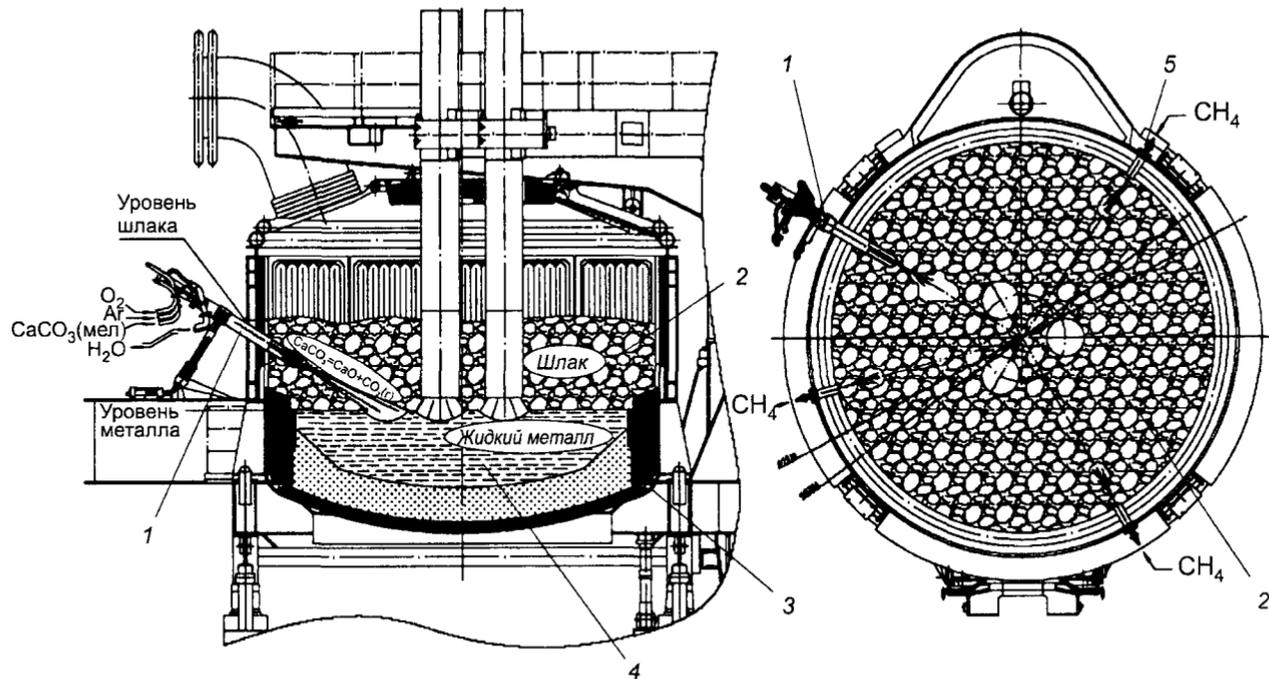


Рис. 4. Технологическая схема работы ДСП-2 на вспененных шлаках:
 1 – стенная фурма-манипулятор; 2 – пенный шлак; 3 – ДСП; 4 – жидкий металл; 5 – ТКГ

**Сравнительные технико-экономические показатели ведения плавки
с применением предлагаемой и базовой технологий вспенивания шлака**

Технология ведения плавки в ДСП	Расход электроэнергии, кВт·ч/т	Расход кислорода (ТКГ + копье/ТКГ + копье + фурма), м ³ /т	Расход кокса, кг/т	Расход извести, кг/т	Расход мела, кг/т	Расход электродов, кг/т
Базовая	450... 60	30,0... 35,0	4,0... 5,0	50,0... 55,0	-	2,6... 2,8
Предлагаемая	410... 420	40,0... 42,0	2,0... 2,5	15,0... 20,0	40,0... 60,0	2,25... 2,55

Эффективное применение технологии вспенивания шлака с использованием мела, несомненно, приведет к образованию большего объема шлака, чем скачивается из ДСП-100 при существующей технологии. Проблему можно решить, применив современный способ скачивания шлака, исключающий использование шлаковых чаш. Шлак предлагается скачивать через порог рабочего окна под печь, в шлакоуборочный тоннель на специально организованную подстилку, откуда его можно убирать и вывозить еще в горячем состоянии с помощью ковшевого погрузчика на каждой плавке в накопительные закрома для охлаждения и дальнейшей переработки в песчано-щебеночную смесь, используемую в дорожном строительстве.

Перспективным направлением применения инъекционных технологий для сверхмощной ДСП-100 РУП «БМЗ» является использование порошкообразного мела для ввода в зону горения электрических дуг с целью интенсификации вспенивания шлака. Работа электродуговой печи на вспененном шлаке позволит повысить коэффициент теплопередачи излучения электрических дуг с 36 до 50...90%, снизить тепловую нагрузку на футеровку печи, расход электродов и потребление электроэнергии, уменьшить время плавки под током.

В целом такая технология способна улучшить технико-экономические показатели плавки. Экономия электроэнергии при выплавке стали под вспененным шлаком достигнет 15...35 кВт·ч на 1 т жидкой стали, что позволит выйти для условий РУП «БМЗ» на удельный расход электроэнергии 410...420 кВт·ч/т.

ЛИТЕРАТУРА

1. Явойский, В.И. Теория процессов производства стали / В. И. Явойский. М.: Металлургия, 1967. 751 с.
2. Андрианов, Н.В. К вопросу об устойчивости шлаковых пен в сталеплавильной ванне / Н.В. Андрианов, А.А. Чичко // Литье и металлургия. 2005. № 1. С. 18 – 25.

3. *Соболев, В.Ф.* Статистический факторный анализ характеристик шлаков сталеплавильного производства / В.Ф. Соболев, Н.В. Андрианов, А.А. Чичко // *Литье и металлургия.* 2005. № 2. С. 113 – 115.

4. *Лопухов, Г.А.* Применение кислорода в дуговых сталеплавильных печах / Г.А. Лопухов // *Электрометаллургия.* 2005. № 3. С. 2 – 27.

УДК 669.046:536.12:518.61

В.И. ТИМОШПОЛЬСКИЙ, д-р техн. наук (НАН Беларуси),
Ю.А. САМОЙЛОВИЧ, д-р техн. наук (НПП «Платан»),
Н.Л. МАНДЕЛЬ, канд. техн. наук, **П.В. САВАНЬ** (БНТУ)

ТЕПЛОВЫЙ РЕЖИМ ШАГАЮЩИХ БАЛОК В НАГРЕВАТЕЛЬНЫХ ПЕЧАХ СОВРЕМЕННОЙ КОНСТРУКЦИИ

В металлургической промышленности нагревательные печи с шагающими балками осваиваются сравнительно недавно, в связи с чем раскрытие многих закономерностей, связанных со спецификой конструкции и тепловой работы печей нового типа, представляет большой интерес [1, 2]. Специфика нагрева заготовок в печах с шагающими балками в значительной степени определяется режимом шагания, что приводит к периодической смене условий теплообмена у нижней поверхности заготовок, перемещаемых вдоль печи. Указанная периодичность приводит к возникновению колебаний температуры нижней поверхности заготовок, что в ряде случаев, особенно при холодном посаде заготовок из сталей с низкими пластическими свойствами, может приводить к нарушению сплошности нагреваемого металла.

Решение задачи оптимального выбора режимов нагрева должно базироваться на учете теплового режима шагающих балок, который, в свою очередь, определяет температурное поле заготовок. Ниже изложены результаты анализа особенностей теплового режима шагающих балок на примере нагревательной печи стана 850 РУП «Белорусский металлургический завод». Техническая характеристика печи стана 850 приведена в работах [1, 2].

Немаловажную роль в повышении качества нагрева металла в исследуемых печах играет использование рейтеров – специальных насадок из жаропрочной стали, которые прикрепляются к подовым трубам и служат опорой для перемещаемых вдоль печи заготовок. В работах [3, 4] отмечено, что использование рейтеров позволяет повысить производительность печей на 8...10%, уменьшить расход топлива на 8...10%, снизить угар металла на 0,15...0,20%, а также существенно снизить перепад

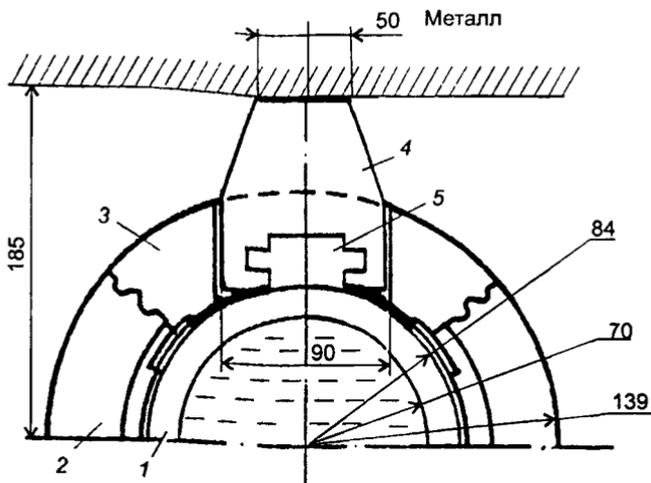


Рис. 1. Схема расположения элементов шагающей балки:

1 – стальная водоохлаждаемая труба; 2, 3 – элементы термостойкой изоляции трубы; 4 – коронка рейтера; 5 – седло рейтера

температур по сечению заготовок за счет организации их всестороннего обогрева при размещении заготовок на расстоянии 150...200 мм друг от друга в рабочем пространстве печи. В нагревательной печи стана 850 РУП «БМЗ» используются шагающие балки, состоящие из двух основных элементов – водоохлаждаемой стальной трубы (окруженной несколькими слоями теплоизоляции) и рейтера, состоящего из съемной коронки, насаженной на седло, приваренное к верхней части водоохлаждаемой трубы (рис. 1).

Следует отметить, что в настоящее время нет установившегося представления о температурном и тепловом состоянии рейтеров в проходных печах с шагающими балками. Например, в работе [5] утверждается, что теплообмен между рейтером и нагреваемой заготовкой практически отсутствует. Между тем непосредственные измерения температур в головной части рейтера и в стальном слябе, результаты которых представлены в работе [6], показывают, что температуры соприкасающихся поверхностей различаются не более чем на 5...10 град, что свидетельствует о достаточно высокой интенсивности теплообмена между двумя указанными объектами. Аналогичные данные получены сотрудниками ВНИИМТ [7] при проведении стендовых исследований рейтера и нагреваемой над ним стальной заготовки (толщиной 115 мм).

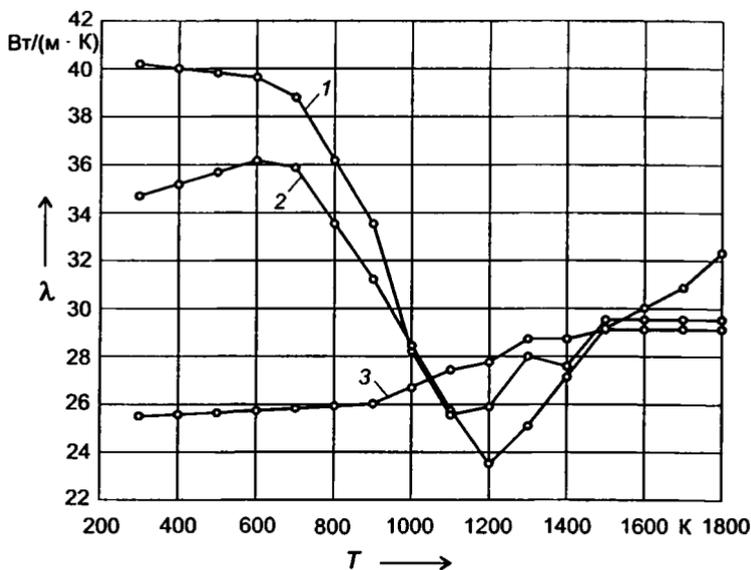


Рис. 2. Зависимость коэффициента теплопроводности ряда марок стали от температуры [11]

Температурное поле рейтера шагающей балки описывается уравнением стационарной теплопроводности

$$\frac{\partial}{\partial x} \left[\lambda(T) \frac{\partial T}{\partial x} \right] + \frac{\partial}{\partial y} \left[\lambda(T) \frac{\partial T}{\partial y} \right] = 0, \quad (1)$$

где $\lambda(T)$ – коэффициент теплопроводности (для хромистой стали 30ХНЗ, из которой изготавливаются рейтера, и для материалов, используемых для тепловой изоляции, зависимость $\lambda(T)$ приведена на рис. 2 и 3).

Схема участков поверхности балки для задания граничных условий с учетом условий теплообмена балки с соседними объектами нагревательной печи показана на рис. 4. Предположим, что верхняя поверхность коронки рейтера (участок 5 на схеме) находится в плотном контакте с нижней поверхностью нагреваемой заготовки; при этом теплообмен на этом участке рейтера определяется граничным условием контактного теплообмена

$$-\lambda \frac{\partial T}{\partial y} \Big|_{\text{пов}} = \alpha_{\text{конт}} (T_{\text{пов}} - T_{\text{м}}), \quad (2)$$

где коэффициент контактного теплообмена $\alpha_{\text{конт}}$ является известной величиной [8]; $T_{\text{пов}}$, $T_{\text{м}}$ – температура поверхности коронки рейтера и металла.

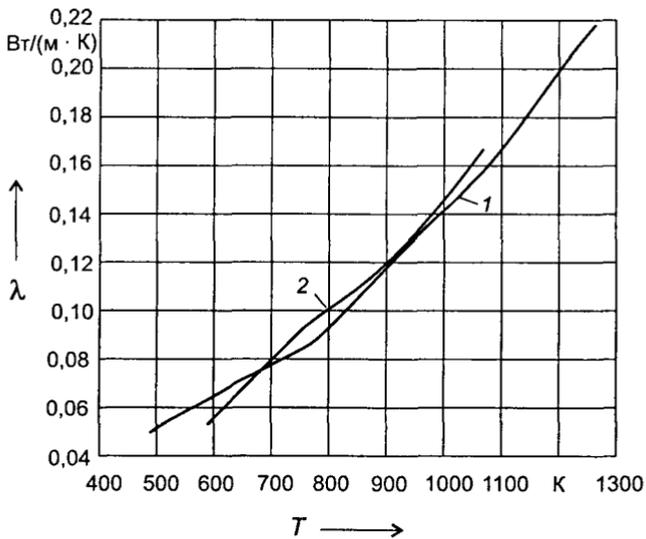


Рис. 3. Зависимость коэффициента теплопроводности теплоизоляционных материалов от температуры:
 1 – минеральное волокно PLIVAFORM 1260/250; 2 – алюмосиликатное волокно PLISULATE 1260 M/К8

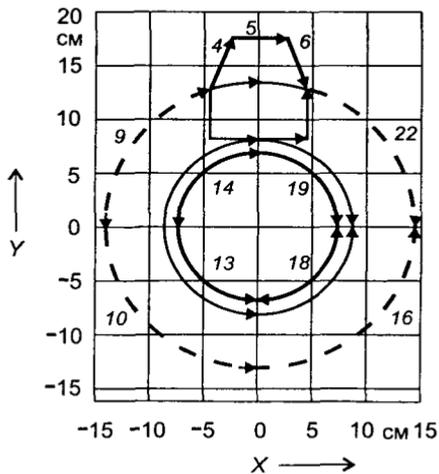


Рис. 4. Схема выделения участков поверхности шагающей балки для задания граничных условий

Наружная поверхность балки (участки 9, 10, 16, 22), а также боковые стенки коронки рейтера (участки 4 и 6) подвержены воздействию греющих газов, которое учитывается граничным условием лучисто-конвективного теплообмена:

$$-\lambda \left. \frac{\partial T}{\partial n} \right|_{\text{пов}} = \alpha_{\kappa} (T_{\text{ср}} - T_{\text{пов}}) + \sigma (T_{\text{ср}}^4 - T_{\text{пов}}^4), \quad (3)$$

где $\alpha_{\kappa} = 30 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$; значения σ принимаются различными для отдельных участков теплоизолированной поверхности шагающей балки и боковых граней коронки рейтера.

Теплообмен излучением в объеме, заключенном между верхними участками шагающей балки (участки 9 и 22) и нижней поверхностью заготовки, аналитически изучен в работе [2]; при этом показано, что угловой коэффициент излучения с поверхности заготовки (сляба) на поверхность балки (глиссажной трубы) определяется простым выражением

$$\varphi_{\text{пов}} = \frac{1}{1 + x^2/R^2},$$

где x – расстояние от точки касания вершины рейтера поверхности заготовки; R – среднее значение наружного радиуса шагающей балки.

Величина теплового потока, воспринимаемого поверхностью балки, определяется выражением

$$q_6 = q_6^0 \left(1 - \frac{\varepsilon}{1 + (x/R)^2} \right),$$

где ε – коэффициент степени черноты поверхности шагающей балки.

В последующих расчетах для упрощения используются следующие предположения:

1) внешняя поверхность шагающей балки разделяется на две зоны: верхнюю (участки 9 и 22) и нижнюю (участки 10 и 16);

2) для нижней зоны учитывается теплообмен поверхности балки с греющими газами печного пространства без учета экранирующего действия поверхности заготовки (в расчетах $\sigma = 2,5 \times 10^{-8} \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К}^4)$);

3) для верхних участков балки (участки 9 и 22) используются осредненные значения углового коэффициента излучения ($\varphi = 0,66$) и коэффициента радиационного теплообмена ($\sigma = 1,25 \times 10^{-8} \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К}^4)$).

Для внутренней поверхности водоохлаждаемой трубы используется граничное условие конвективного теплообмена

$$-\lambda \frac{\partial T}{\partial y} \Big|_{\text{пов}} = \alpha_{\text{к.вн}} (T_{\text{пов.вн}} - T_{\text{в}}), \quad (4)$$

где $\alpha_{\text{к.вн}} = 1500 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$; $T_{\text{в}}$ – температура проточной охлаждающей воды; $T_{\text{в}} = 312 \text{ К}$.

Приведенная задача (1) – (4) решена при использовании метода конечных элементов [9, 10]. На рис. 5 показана картина заполнения всех расчетных участков в сечении шагающей балки сеточной областью. Результаты расчетов температурного поля в элементах шагающей балки вдоль вертикального сечения, проходящего по центру балки, представлены на рис. 6. В ходе расчетов варьировали базовую константу – значение температуры нижней поверхности заготовки ($T_{\text{м}}$), с которой контактирует коронка рейтера балки. Анализ данных, приведенных на рис. 6, показывает, что термическое сопротивление зон теплоизоляции (правая часть графиков) намного превышает термическое сопротивление слоя металла в коронке рейтера. Вместе с тем можно отметить большое термическое сопротивление на участке балки, отделяющем коронку рейтера от его седла. Это явление объясняется тем обстоятельством, что съемная часть рейтера (коронка) отделена от седла зазором, заполненным газами печного происхождения и крошками окалины. Это и

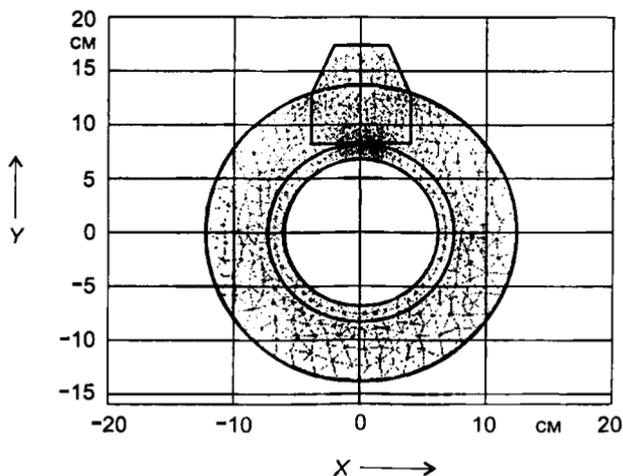


Рис. 5. Картина заполнения элементов шагающей балки сеточной областью при использовании метода конечных элементов

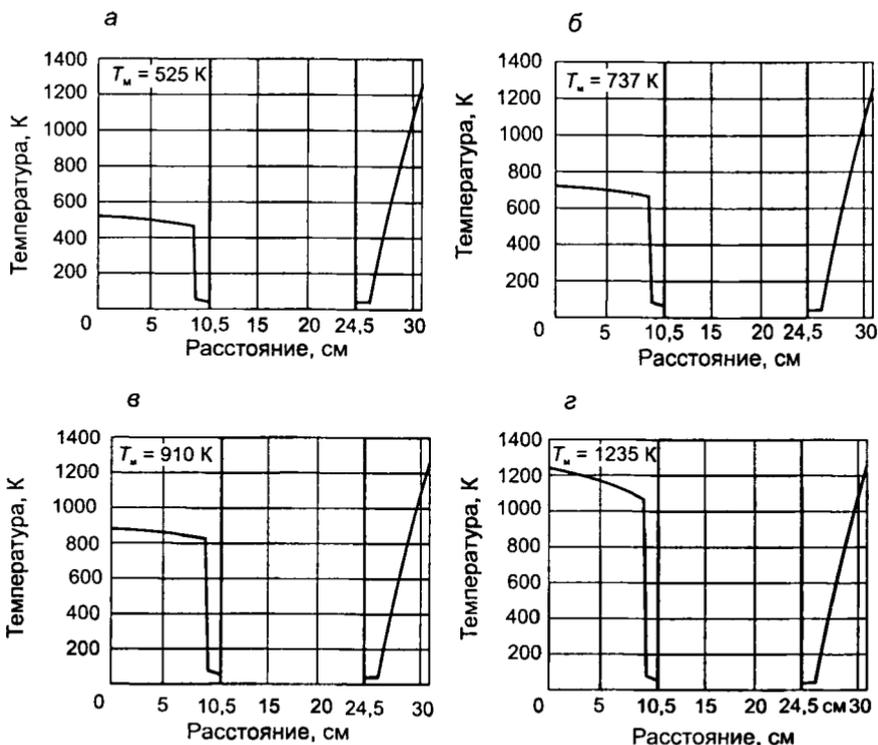


Рис. 6. Распределение температуры по сечению элементов балки (рейтера, тепловой изоляции, водоохлаждаемой трубы) при различных температурах T_m нижней поверхности заготовки, с которой соприкасается балка: а - 525 К; б - 737 К; в - 921 К; г - 1235 К

является причиной значительного перепада температур на участке перехода от коронки к седлу рейтера.

Следует отметить, что предположение о стационарном распределении температуры по сечению шагающей балки оправданно лишь для ряда частных случаев функционирования нагревательной печи. Очевидно, что указанное предположение обоснованно при анализе кратковременных (на несколько минут) простоев печи, нередко встречающихся в заводской практике. Достаточные основания для подобного предположения имеют место также для участков печи, близких к окну выдачи заготовок, где температура на нижней поверхности заготовок близка к температуре греющих газов.

Следует отметить, что в ходе стендовых исследований, проводимых ВНИИМТ [7], наличие колебаний температуры рейтера получило экспериментальное подтверждение, однако теоретический анализ этого явления до сих пор не был осуществлен.

Ниже приведены результаты теоретического описания указанного явления, имеющего несомненное практическое значение. Сложность аналитического описания колебаний температурного поля по всему сечению шагающей балки вынуждает на первом этапе исследований ограничиться одним, наиболее активным, элементом изучаемой системы – коронкой рейтера, имеющей высоту 101 мм и ширину 90 мм в нижней части и 50 мм в верхней части (см. рис. 1).

Уравнение нестационарной теплопроводности для коронки рейтера имеет вид

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left[\lambda(T) \frac{\partial T}{\partial x} \right] + \frac{\partial}{\partial y} \left[\lambda(T) \frac{\partial T}{\partial y} \right]. \quad (5)$$

Граничные условия:

для донной (нижней) части коронки, через которую отводится теплота в водоохлаждаемую трубу,

$$-\lambda \left. \frac{\partial T}{\partial y} \right|_n = q(t); \quad (6)$$

для боковых стенок коронки рейтера, подверженных воздействию греющих газов печной атмосферы,

$$-\lambda \left. \frac{\partial T}{\partial n} \right|_{\text{пов}} = \alpha_k (T_{\text{ср}} - T_{\text{пов}}) + \sigma (T_{\text{ср}}^4 - T_{\text{пов}}^4); \quad (7)$$

для боковых стенок коронки рейтера, покрытых слоем тепловой изоляции,

$$\left. \frac{\partial T}{\partial n} \right|_i = 0. \quad (8)$$

Начальное условие:

$$T(x, y, 0) = T_{\text{нач}} = \text{const}. \quad (9)$$

На рис. 7 представлены результаты решения поставленной задачи (для момента времени $t = 300$ с) при следующих исходных данных: $\rho = 7800$ кг/м³; $c = 690$ кДж/(кг·К); $\lambda = 35$ Вт/(м·К); $T_R = 1123$ К; $T_{\text{нач}} = 973$ К; $\alpha_{\text{конт}} = 500$ Вт/(м²·К); $q = 20$ кВт/м². Из приведенных результатов очевидны колебания температуры в центре верхнего участка поверхности коронки рейтера, причем амплитуда колебаний изменяется в пределах 60...70 град, что составляет около 10% от начальной температуры коронки. Варьирование в

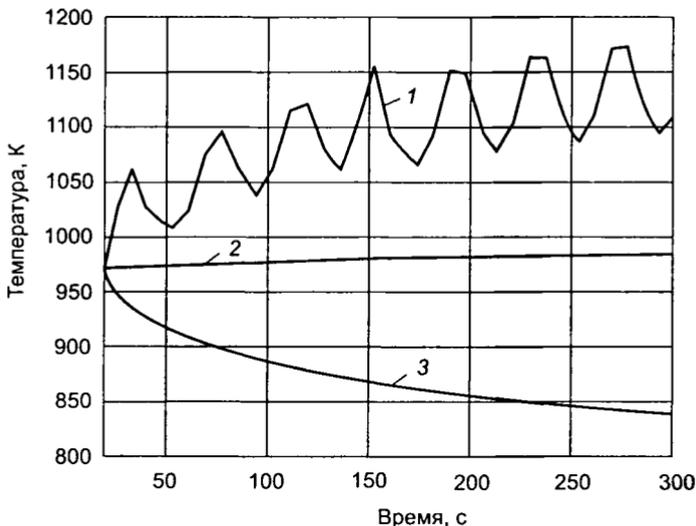


Рис. 7. Зависимость температур от времени в трех характерных точках сечения коронки режера ($T_{нач} = 973 \text{ К}$; $\alpha_{конт} = 500 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$; $\sigma = 1,5 \cdot 10^{-8} \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К}^4)$):

1 – посередине верхней площадки коронки; 2 – в среднем сечении по высоте коронки; 3 – посередине нижнего основания коронки

расчетах значений условного коэффициента контактного теплообмена ($\alpha_{конт}$) в пределах $500 \dots 2000 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$ свидетельствует о том, что с ростом коэффициента $\alpha_{конт}$ амплитуда колебаний может достигать значений, составляющих $20 \dots 25\%$ от начальной температуры коронки режера.

ЛИТЕРАТУРА

1. Тимошпольский, В.И. Теплотехнологические основы металлургических процессов и агрегатов высшего технического уровня / В.И. Тимошпольский. Мн.: Навука і тэхніка. 1995. 256 с.

2. Стальной слиток: в 3 т. Т. 3. Нагрев / В.И. Тимошпольский [и др.]; под общ. ред В.И. Тимошпольского, Ю.А. Самойловича. Мн.: Бел. наука, 2001. 879 с.

3. Современное состояние и совершенствование конструкций методических печей / В.Л. Гусовский [и др.] // Сталь. 2001. № 1. С. 46 – 50.

4. Гусовский, В.Л. Современные нагревательные и термические печи: справочник / В.Л. Гусовский, М.Г. Ладыгичев, А.Б. Усачев. М.: Машиностроение, 2001. 656 с.

5. Струченевский, Б.Б. Совершенствование отечественных печей с шагающими балками / Б.Б. Струченевский // Экономия топлива в металлургических печах. М.: Металлургия, 1981. С. 16 – 23.

6. *Щапов, Г.А.* Температура рейтеров в печи с шагающими балками / Г.А. Щапов // Сталь. 1980. № 9. С. 833 – 834.

7. Тепловые характеристики металла, нагреваемого на шагающих балках с рейтерами / Н.М. Королев [и др.] // *Металлургическая теплотехника (ВНИИМТ)*. 1971. Вып. 1. С. 62 – 67.

8. *Тимошпольский, В.И.* Оценка интенсивности теплообмена между стальной заготовкой и рейтером шагающей балки при нагреве металла под прокатку / В.И. Тимошпольский, О.В. Дубина, Ю.А. Самойлович // *Металлургическая теплотехника*. Днепропетровск, Национальная металлургическая академия Украины. 2003. Т. 9. С. 163 – 174.

9. *Зенкевич, О.* Метод конечных элементов в технике / О. Зенкевич. М.: Мир, 1975. 318 с.

10. Учет нелинейности физических свойств стали при анализе термических напряжений в нагреваемых непрерывнолитых заготовках / Ю.А. Самойлович [и др.] // *Металлургия*. 2004. Вып. 28. С. 26 – 34.

11. *Хасин, Г.А.* Теплофизические и электрические характеристики ряда легированных сталей и сплавов при повышенных температурах / Г.А. Хасин, Л.В. Дьяконова // *Проблемы стального слитка*. М.: Металлургия, 1969. С. 71 – 85.

УДК 621.746.5

В.И. ТИМОШПОЛЬСКИЙ, д-р техн. наук (НАН Беларуси),
Ю.А. САМОЙЛОВИЧ, д-р техн. наук (НПП «Платан»),
И.А. ТРУСОВА, д-р техн. наук, **Е.В. КАЛИНЕВИЧ** (БНТУ)

ТЕРМОЦИКЛИЧНОСТЬ В ЗОНЕ ВТОРИЧНОГО ОХЛАЖДЕНИЯ МНЛЗ И ТЕРМИЧЕСКИЕ НАПРЯЖЕНИЯ В ТВЕРДОЙ КОРКЕ НЕПРЕРЫВНОЛИТОЙ ЗАГОТОВКИ

Анализ результатов промышленных экспериментов по термометрированию заготовок, получаемых методом непрерывного литья, показал, что в зоне водяного ролико-форсуночного (вторичного) охлаждения машин непрерывного литья заготовок (МНЛЗ) температура на охлаждаемой поверхности заготовок претерпевает значительные колебания, амплитуда которых составляет сотни градусов [1 – 3]. При этом процесс термоциклирования в твердой оболочке затвердевающего стального сляба протекает в интервале температур 1000...1270 °С, где имеется возможность существования в жидком виде сульфидов и окисульфидов железа [4]. Периодические колебания температуры в затвердевающей оболочке заготовки сопровождаются всплесками растягивающих напряжений, что вызывает вероятность образования разрывов твердой корки по «участкам слабины», которыми могут служить границы первичных зерен аустенита, обогащенные сульфидами либо такими составляющими стали, которые обладают пониженной прочностью по сравнению с матрицей аустенитного зерна.

На основании выполненных экспериментов авторы статьи [2] приходят к выводу о том, что главной причиной возникновения

сетчатых трещин в стали, способной к выделению доэвтектоидного феррита по границам аустенитного зерна, является термоциклирование в области повышенных температур. Подобное заключение имеет качественный характер, опирающийся на результаты промышленных и лабораторных экспериментов. Убедительность указанному заключению могут придать результаты математического моделирования термонапряженного состояния твердой оболочки затвердевающей отливки при воспроизведении на модели колебаний температуры поверхности заготовки при повышенных температурах и сопоставлении получаемых расчетных значений растягивающих термических напряжений с предельно допустимыми напряжениями.

Ниже приведены результаты математического моделирования исследуемых процессов, базирующиеся на совместном (сопряженном) решении задач нестационарной термовязкоупругости и теплопроводности, учитывающих изменение основных теплофизических и механических характеристик материала стальной заготовки в зависимости от температуры, а также необходимые граничные условия на охлаждаемой поверхности заготовки, отражающие специфику условий охлаждения заготовки в пределах кристаллизатора и зоны вторичного охлаждения МНЛЗ.

Постановка задачи теплопроводности для отвердевающего расплава [5, 6] включает нелинейное уравнение нестационарной теплопроводности для заготовок радиусом R при допущении осевой симметрии температурного поля

$$\rho(T)c_{\text{эф}}(T)\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left[\lambda(T)r \frac{\partial T}{\partial r} \right] \quad (1)$$

и краевые условия:

$$T(r, 0) = f(r) \quad \text{при } t = 0; \quad (2)$$

$$\partial T / \partial r = 0 \quad \text{при } r = 0; \quad (3)$$

$$-\lambda(T) \left. \frac{\partial T}{\partial r} \right|_{r=R} = \alpha_k (T_{\text{пов}} - T_{\text{сол}}) + C(T_{\text{пов}}^4 - T_{\text{сол}}^4) \quad \text{при } r = R, \quad (4)$$

где ρ , λ , $c_{\text{эф}} = F(T)$ – массовая плотность, теплопроводность и эффективная теплоемкость металла, для которой зависимость от температуры обусловлена заданием определенного темпа кристаллизации; T – температура; t – время; r – координата вдоль радиуса заготовки; $T_{\text{пов}}$, $T_{\text{сол}}$ – температура поверхности и солидус.

В правой части граничного условия (4) суммируются вклады плотности потока теплоты на охлаждаемой поверхности заготов-

ки, обусловленные конвективной и радиационной составляющими, при задании коэффициентов конвективного (α_k) и лучистого переноса (C) теплоты.

Задача теплопроводности решается независимо от механической части поставленной общей задачи, так что взаимосвязь задач термомеханики и теплопроводности является ограниченной: эффекты выделения теплоты за счет деформаций материала не учитываются (вследствие их малости) при постановке задачи теплопроводности и «связанность» задач механики и теплопроводности состоит лишь в том, что локальные значения градиентов температур и скоростей охлаждения играют роль «внешней нагрузки» при определении деформаций и напряжений в твердой оболочке заготовки.

При постановке задачи о термонапряженном состоянии твердой оболочки используем предположения теории вязко-упругого поведения материала (стали) в области повышенных температур, когда каждая компонента тензора деформаций представлена упругой и вязкой частями. В частности, для осесимметричной задачи о термических напряжениях в твердой оболочке заготовки система физических уравнений имеет следующий вид:

$$\left. \begin{aligned} 2G\dot{\epsilon}_r &= \dot{S}_r + \frac{1}{\tau_p} S_r; \\ 2G\dot{\epsilon}_\theta &= \dot{S}_\theta + \frac{1}{\tau_p} S_\theta; \\ 2G\dot{\epsilon}_z &= \dot{S}_z + \frac{1}{\tau_p} S_z. \end{aligned} \right\} \quad (5)$$

Здесь $\tau_p = \left(\frac{G}{\eta} - \frac{G\dot{T}}{G} \right)$ – условное время релаксации, учитывающее

сумму двух различных физических явлений – вязкое течение материала под нагрузкой при повышенных температурах (ползучесть) и влияние нелинейности упругих характеристик материала (модуля сдвига), связанное с локальными значениями скорости охлаждения ($\dot{T} = dT/dt$).

Кроме уравнений (5) формулировка задачи включает уравнение равновесия

$$\frac{d\sigma_r}{dr} + \frac{\sigma_r - \sigma_\theta}{r} = 0, \quad (6)$$

соотношения Коши, связывающие компоненты тензора деформаций с перемещением u :

$$\epsilon_r = \frac{\partial u}{\partial r}; \quad \epsilon_\theta = \frac{u}{r}; \quad \epsilon_z = \frac{\partial w}{\partial z} = \text{const}, \quad (7)$$

предположение о том, что средние значения деформаций (ϵ) и напряжений (σ) связаны линейным соотношением

$$\epsilon = N\sigma + \alpha\delta T, \quad (8)$$

где $N = (1-2\nu)E$; ν – число Пуассона; δT – избыточная локальная температура в сечении заготовки, определяемая из решения задачи теплопроводности.

Сформулированная задача (1) – (8) решена методом конечных разностей.

В табл. 1–3 представлены в качестве примера узловые значения теплофизических характеристик углеродистой стали (0,48% С; 0,63% Mn; 0,18% Si; 0,02% S) при некоторых фиксированных температурах. В частности, таблица для удельной теплоемкости стали отражает наличие двух участков температурной шкалы, где происходит выделение теплоты агрегатного превращения (1430...1500 °С) и фазового перехода – превращения аустенита в перлит (680...750 °С).

Таблица 1

Теплопроводность стали 80К

$T, ^\circ\text{C}$	$\lambda, \text{Вт}/(\text{м} \cdot \text{град})$	$T, ^\circ\text{C}$	$\lambda, \text{Вт}/(\text{м} \cdot \text{град})$
50	25,7	1000	29,1
200	26,7	1300	27,9
300	26,7	1450	27,9
500	28,7	1500	25,6
800	29,1	1600	25,5

Таблица 2

Теплоемкость стали 80К

$T, ^\circ\text{C}$	$c, \text{кДж}/(\text{кг} \cdot \text{град})$	$T, ^\circ\text{C}$	$c, \text{кДж}/(\text{кг} \cdot \text{град})$
100	0,7118	1200	0,7118
200	0,7118	1430	0,7118
680	0,7118	1500	8,4992
750	0,5936	1510	0,7118
800	0,7118	1600	0,7118

Плотность стали 80К

$T, ^\circ\text{C}$	$\rho, \text{кг/м}^3$	$T, ^\circ\text{C}$	$\rho, \text{кг/м}^3$
20	7670	800	7400
200	7650	1000	7200
300	7620	1300	7100
400	7600	1500	7000
500	7500	1600	6900

Для учета зависимости модуля упругости углеродистой стали от температуры используются эмпирические соотношения, полученные на основании обработки экспериментальных данных для трех участков, на которые разделен полный интервал температур 0...1500 °С.

Для участка I ($20 < T \leq 750$ °С)

$$E(T) = E_{20} - A_e(T - T_{20})^2.$$

Для участка II ($750 < T \leq 1380$ °С)

$$E(T) = E_p \exp[-k_E(T - T_p)].$$

Для участка III ($1380 < T \leq 1450$ °С)

$$E(T) = E \exp[-k_*(T - T_*)],$$

причем $E_{20} = 220$ ГПа, $E_p = 140$ ГПа, $E_* = 700$ МПа, $E(T) \rightarrow 0$ при $T > 1450$ °С, $T_{20} = 20$ °С, $T_p = 750$ °С, $T_* = 1380$ °С.

Для предела текучести σ_T литой стали в расчетах использовали зависимости, основанные на обработке эмпирических данных ряда специальных исследований [7 - 9].

Для участка I ($20 < T \leq T_p$)

$$\sigma_T(T) = \sigma_T^{20} - A_s(T - T_{\text{сол}})^2.$$

Для участка II ($T_p < T \leq T_*$)

$$\sigma_T(T) = \sigma_T^p \exp[-k_s(T - T_p)].$$

Для участка III ($T_* < T \leq T_{\text{выл}}$)

$$\sigma_T(T) = \sigma_T^* \exp[-k_v(T - T_*)],$$

причем $T_p = 750$ °С, $T_* = 1380$ °С, $T_{\text{выл}} = 1450$ °С, $T_{20} = 20$ °С, $\sigma_T^{20} = 800$ МПа, $\sigma_T^p = 500$ МПа, $\sigma_T^* = 15$ МПа.

Для учета зависимости времени релаксации от температуры также использовали разделение полного диапазона температур (20...1500 °С) на три участка.

Для участка I ($20 < T \leq T_R$)

$$\tau(T) = \tau_{20} \exp[-k_\tau(T - T_{\text{сол}})^2].$$

Для участка II ($T_R < T \leq T_*$)

$$\tau(T) \tau_R \exp[-A_\tau(T - T_R)].$$

Для участка III ($T_* < T \leq T_{\text{выл}}$)

$$\tau(T) = \tau_* = \text{const},$$

причем $T_{20} = 20$ °С, $T_R = 400$ °С, $T_* = 1380$ °С, $T_{\text{выл}} = 1450$ °С, $\tau_{20} = 170$ с, $\tau_R = 35$ с, $\tau_* = 5$ с, $\tau = G/\eta$ (на основании опытных данных И.Д. Дергунова [10]).

Результаты расчетов, выполненных в соответствии с изложенной выше математической моделью, представлены графиками на рис. 1 – 5. Первая группа графиков (рис. 1 – 3) отражает результаты расчетов по определению полей температур и термических напряжений в цилиндрической заготовке диаметром 30,9 см из стали марки 80Ж, теплофизические свойства которой представлены в табл. 1–3. Для определенности приняли высоту водоохлаждаемого кристаллизатора равной 1 м, а скорость вытягивания заготовки – 0,8 м/мин. По высоте кристаллизатор разделили на две части: верхнюю зону плотного контакта расплава со стенкой кристаллизатора (высотой 15 см) и зону газовой зазора (высотой 85 см), заполненного смесью газов и окалиной. В расчетах приняли коэффициенты теплообмена (α_k, C) для указанных двух зон равными: $\alpha_k = 2093,4$ Вт/(м²·К) и $C = 2,91 \cdot 10^{-8}$ Вт/(м²·К⁴) для зоны контакта, $\alpha_k = 58,15$ Вт/(м²·К) и $C = 4,65 \cdot 10^{-8}$ Вт/(м²·К⁴) для газовой зазора.

Для последующей зоны вторичного охлаждения протяженностью 1,6 м предположили наличие трех участков охлаждения, каждый из которых полагается разделенным на два участка: участок струйного охлаждения водой при задании максимального («пикового») для данного участка значения $\alpha_k = \alpha_m$, и участка, свободного от охлаждающей воды, где принято $\alpha_k = 58,15$ Вт/(м²·К) и $C = 2,91 \cdot 10^{-8}$ Вт/(м²·К⁴).

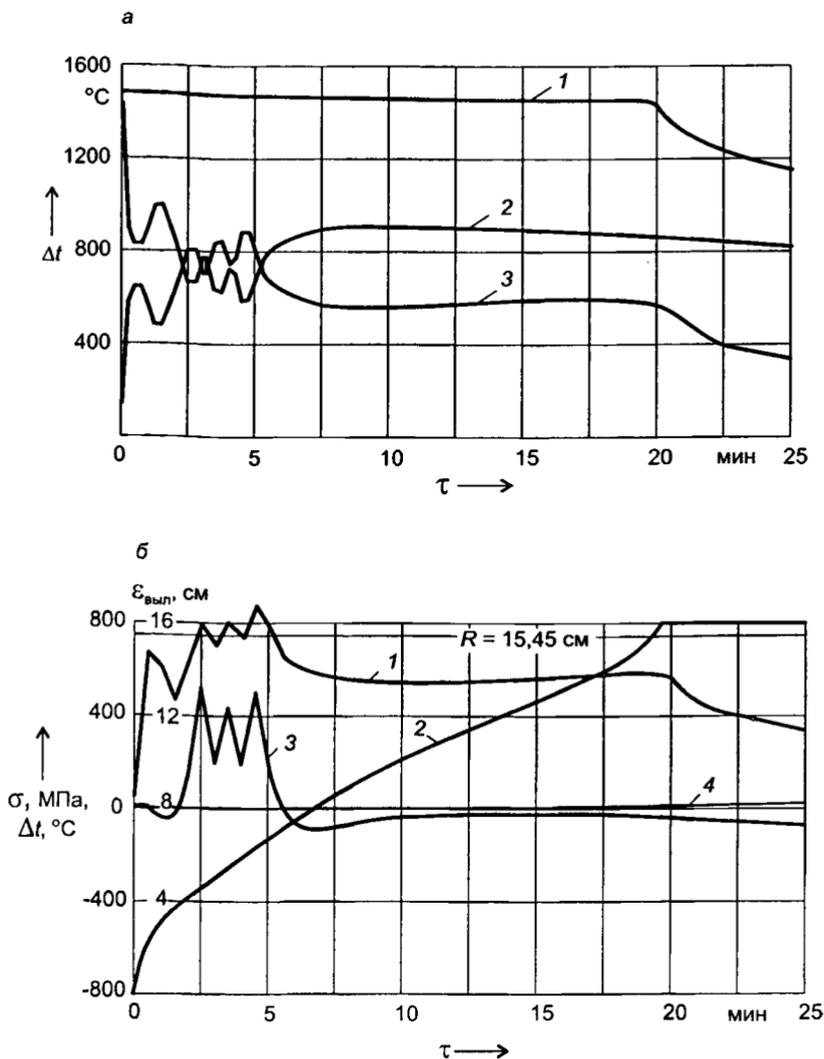
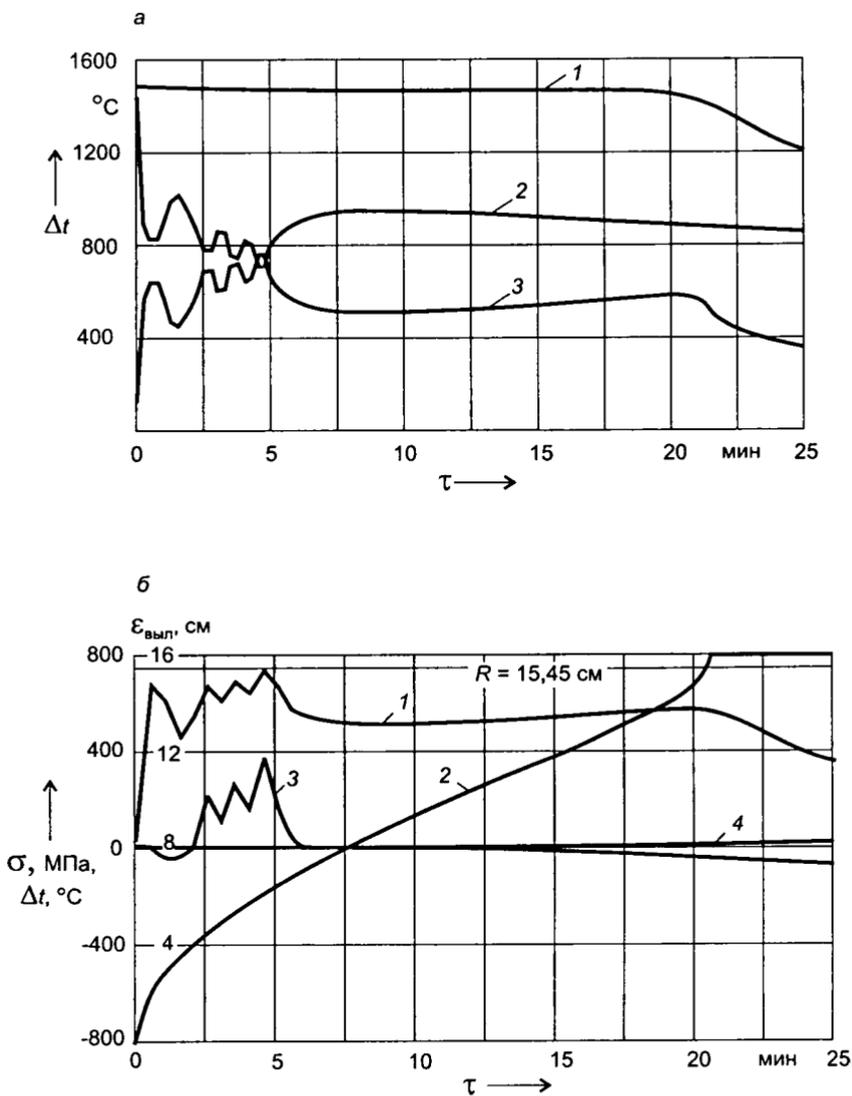


Рис. 1. Результаты расчетов по определению поля температур (а) и термических напряжений (б) в затвердевающей заготовке диаметром 30,9 см из стали марки 80К при задании $\alpha_m = 1395,6 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$: а: 1 - температура оси $T_{\text{осн}}$; 2 - температура поверхности $T_{\text{пов}}$; 3 - максимальная разность температур вдоль радиуса $\Delta T = T_{\text{осн}} - T_{\text{пов}}$; б: 1 - максимальная разность температур ΔT ; 2 - координата границы выливаемости $\epsilon_{\text{ввл}}$; 3, 4 - тангенциальные (касательные) напряжения на поверхности и оси заготовки



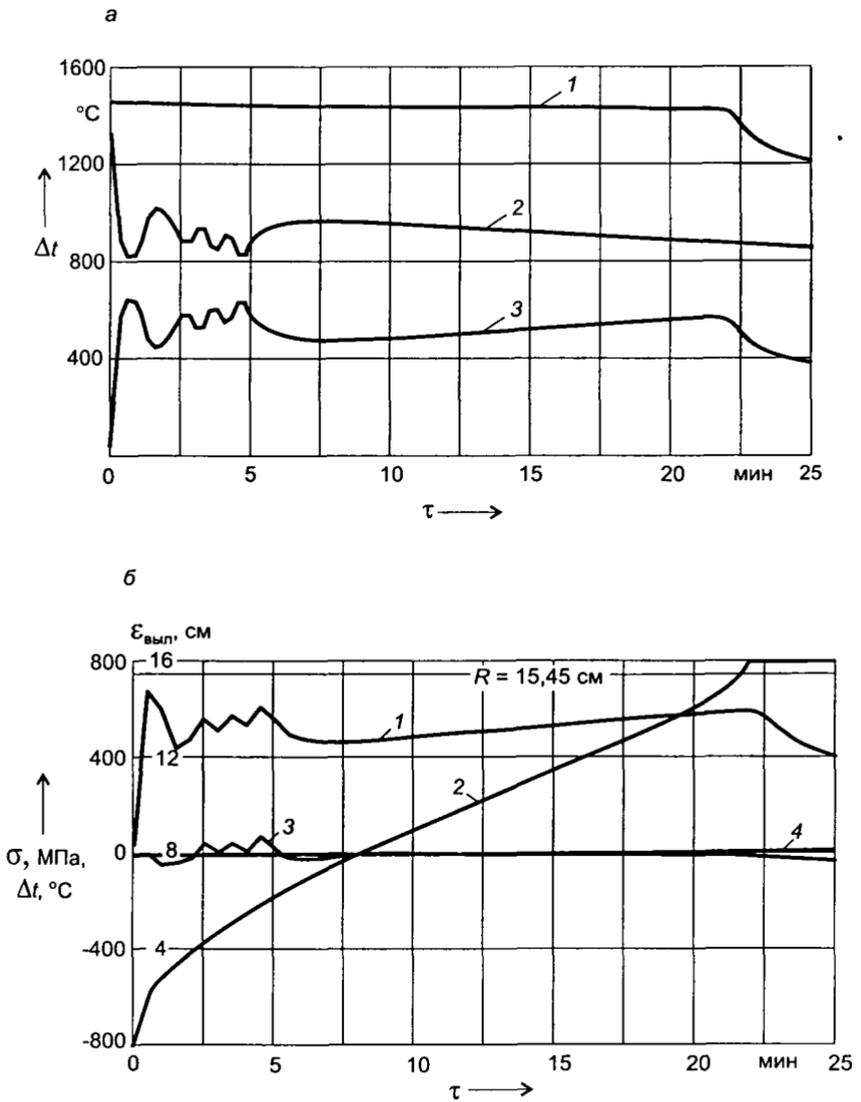


Рис. 3. То же, что на рис. 1, при задании $\alpha_m = 581,5 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$

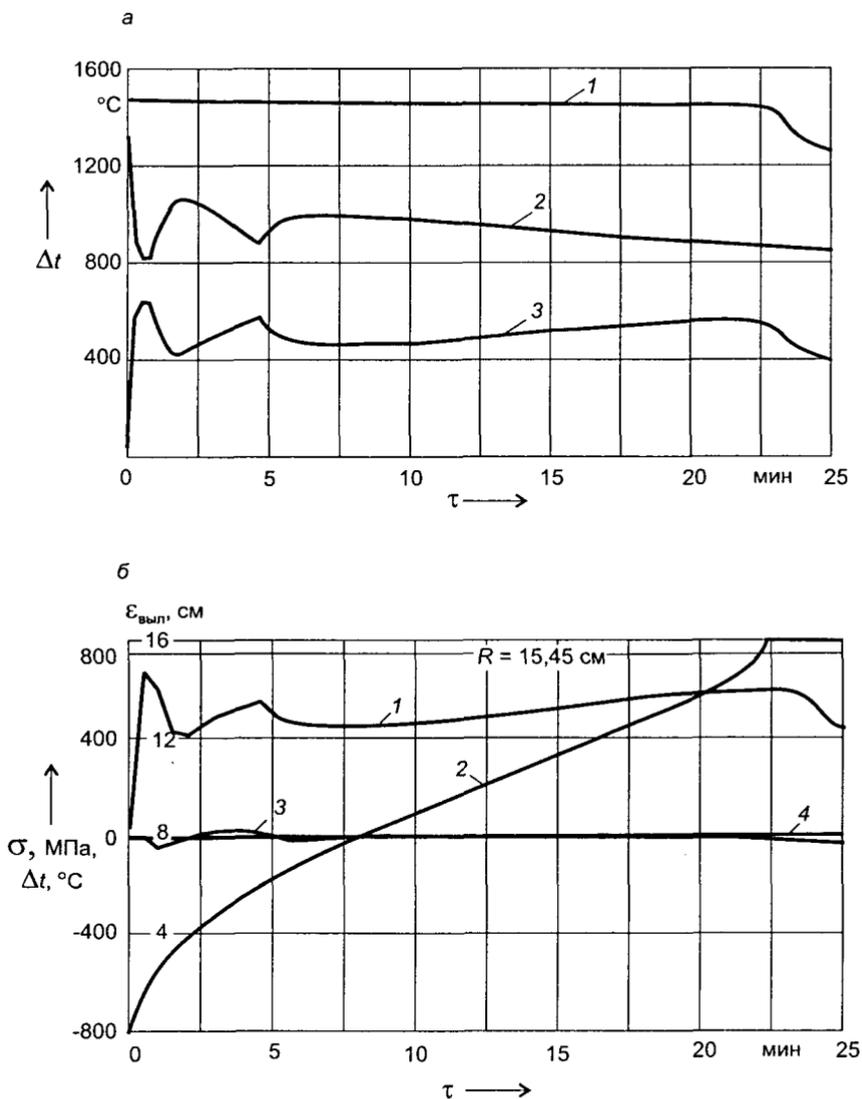


Рис. 4. То же, что на рис. 1, при задании $\alpha_m = 290,75$ Вт/(м²·К) по всей площади зоны вторичного охлаждения

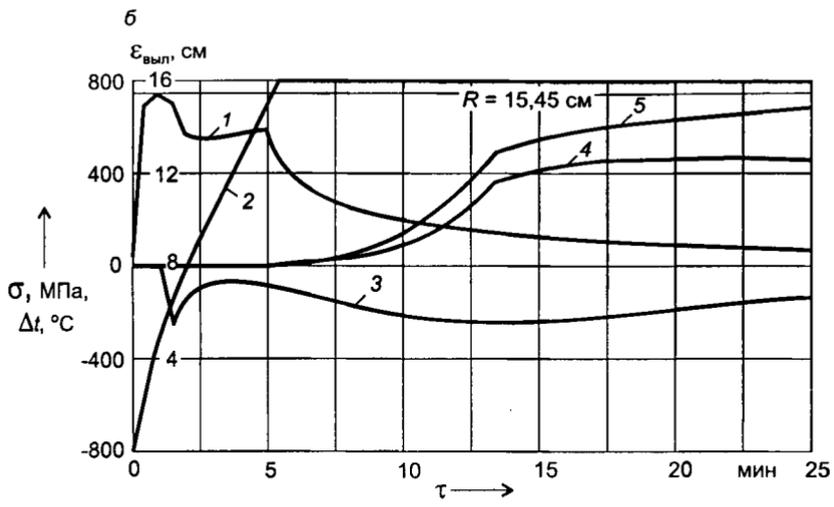
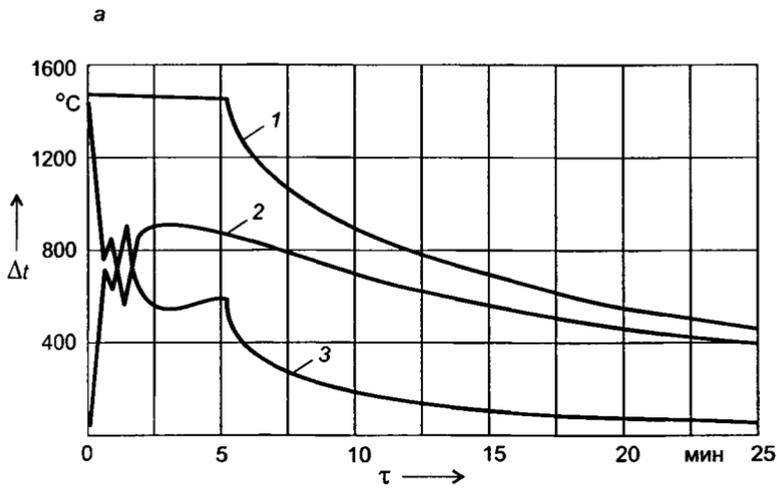


Рис. 5. То же, что на рис. 1, при задании $\alpha_m = 1395,6 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$ для «пиковых» значений коэффициента теплоотдачи в зоне вторичного охлаждения и $\alpha_k = 35 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$; $C = 4,65 \cdot 10^{-8} \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К}^4)$ при последующем остывании заготовки в цеховой атмосфере (5 - предел текучести стали в соответствии с текущей температурой на оси заготовки)

После прохождения отметки 3,6 м контрольное сечение заготовки движется далее вдоль технологической оси МНЛЗ при интенсивности наружного охлаждения, определенной коэффициентами α_k и C , которые указаны для последнего участка зоны вторичного охлаждения (ЗВО).

Таким образом, в математической модели процесс термоциклирования характеризуется чередованием коэффициентов теплоотдачи α_m и $\alpha_k = 58,15 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$ на трех последовательных участках зоны вторичного охлаждения МНЛЗ.

Графики, приведенные на рис. 1 – 3, дают представление о тепловом режиме заготовки согласно изменению во времени следующих показателей: температуры на оси и поверхности заготовки, максимальной разности температур по сечению, а также продвижению в расплаве «границы выливаемости» $\epsilon_{\text{выл}}$, определяемой положением изотермы выливаемости, которая подсчитывается через известные для изучаемого сплава значения температур ликвидус ($T_{\text{лик}}$) и солидус ($T_{\text{сол}}$) по формуле

$$T_{\text{выл}} = T_{\text{лик}} - A(T_{\text{лик}} - T_{\text{сол}}),$$

где коэффициент $A = 0,85 \dots 0,90$ определен в соответствии с экспериментами, выполненными Б.Б. Гуляевым со стальными отливками методом выливания жидкого остатка [11].

Кроме того, на рис. 1 – 5 представлены графики изменения во времени тангенциальных (касательных) напряжений на охлаждаемой поверхности ($\sigma_0^{\text{пов}}$) и на оси заготовки ($\sigma_0^{\text{осн}}$). Как видно из графиков, приведенных на рис. 1 – 3, периодическое во времени (циклическое) изменение «пиковых» значений коэффициента теплоотдачи вызывает всплески (выбросы) значений растягивающих касательных напряжений на охлаждаемой поверхности заготовки. Постепенное уменьшение «пиковых» значений α_m от 1356,6 до 581,5 $\text{Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$ сопровождается существенным снижением (от 450...470 до 45...50 МПа) максимальных значений растягивающих напряжений на поверхности заготовки. Сопоставление достигаемых значений максимальных растягивающих напряжений и значений предела прочности стали свидетельствует о возможном нарушении сплошности металла на пике касательных напряжений при использовании значений коэффициента теплоотдачи α_m в пределах 1100...1300 $\text{Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$.

Как следует из расчетов, смягчение режимов охлаждения в ЗВО МНЛЗ приводит к уменьшению опасности нарушения сплошности металла: для $\alpha_m = 550 \dots 700 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$ максимум растягивающих касательных напряжений не превышает соответствующих значений прочности стали (см. рис. 3). Кардинальным техническим ре-

шением данной проблемы является полная замена локализованного струйного охлаждения в зоне вторичного охлаждения системой водовоздушного охлаждения, когда интенсивность теплоотдачи достаточно равномерно распределена по всей площади ЗВО МНЛЗ.

В качестве примера возможного режима затвердевания отливки при таком смягченном режиме вторичного охлаждения на рис. 4 приведены результаты математического моделирования, при котором для всей зоны вторичного охлаждения использовано одно общее значение коэффициента конвективной теплоотдачи $\alpha_k = 290,75 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$. Сопоставление результатов расчета и данных, полученных при интенсивном струйном охлаждении, указывает на определенное увеличение полной длительности затвердевания заготовки – с 19...20 до 22,5 мин (т.е. примерно на 10%). Вместе с тем при подобном смягченном режиме охлаждения практически полностью снимается опасность нарушения сплошности металла под влиянием растягивающих термических напряжений на поверхности заготовки.

В заключение следует отметить, что выбранный в расчетах, результаты которых представлены на рис. 1 – 4, интервал времени наблюдения (25 мин) не позволил проследить за динамикой изменения тангенциальных напряжений на оси заготовки, рост которых начинается с момента полного завершения процесса кристаллизации в осевой зоне заготовки. В связи с этим были проведены дополнительные расчеты, в ходе которых отслеживалось изменение показателей поля температур и термических напряжений для интервалов наблюдения, достаточных для остывания заготовки, полностью затвердевшей на воздухе (в цеховой атмосфере). В качестве примера данной серии расчетов на рис. 5 представлены графики основных показателей процесса при длительности охлаждения, равной 100 мин. Видно, что со временем касательные напряжения на оси заготовки постепенно нарастают по величине, сохраняя знак «+», т.е. на оси заготовки сохраняются растягивающие напряжения, в то время как на охлаждаемой поверхности в ходе остывания заготовки поддерживаются сжимающие напряжения ($\sigma_{\theta}^{\text{пов}} < 0$).

ЛИТЕРАТУРА

1. Исследование охлаждения крупных слябов, отливаемых на вертикальных МНЛЗ / А.М. Поживанов [и др.] // Сталь. 1979. № 9. С. 664 – 666.
2. Влияние структурных превращений на образование поверхностных трещин в непрерывнолитых слябах / В.И. Уманец [и др.] // Сталь. 1982. № 5. С. 21 – 22.
3. Реллермейх, Х. Результаты исследований процесса непрерывной разливки стали / Х. Реллермейх, Р. Яух, Р. Штеффен // Черные металлы: пер. с нем. 1983. № 9. С. 37 – 46.

4. *Гудремон, Э.* Специальные стали: в 2 т. Т. 2 / Э. Гудремон. М.: Металлургия, 1966. 534 с.

5. Теоретические основы расчета температур, термовязкоупругих напряжений и деформаций в корке непрерывнолитой заготовки / Ю.А. Самойлович [и др.] // Изв. вузов и энергет. объединений СНГ. Энергетика. 2002. № 3. С. 48 – 56.

6. Расчет температур, напряжений и деформаций при производстве непрерывнолитых заготовок. Сообщение 1. Решение связанных задач нестационарной термовязкоупругости для затвердевающих заготовок в ходе непрерывного литья / Ю.А. Самойлович [и др.] // Литье и металлургия. 2002. № 3. С. 53 – 59.

7. *Фребер, И.* Свойства оболочки формирующейся непрерывнолитой заготовки / И. Фребер // Черные металлы: пер. с нем. 1978. № 21. С. 28 – 34.

8. *Постнов, Л.М.* Исследование механических свойств стали в период затвердевания и анализ процесса образования горячих трещин при непрерывной разливке / Л.М. Постнов, Б.Б. Гуляев // Непрерывная разливка стали. М.: Изд-во АН СССР, 1956. С. 212 – 221.

9. *Складнов, Ю.А.* Прочность и пластичность стали 40X при температурах кристаллизации / В.И. Явойский [и др.] // Изв. вузов. Черная металлургия. 1972. № 2. С. 40 – 41.

10. *Дергунов, И.Д.* Определение периода релаксации углеродистых сталей и цветных металлов // Журн. техн. физики. 1951. Т. 21. Вып. 12. С. 1526 – 1534.

11. *Гуляев, Б.Б.* Литейные процессы / Б.Б. Гуляев. М.; Л.: Машгиз, 1960. 416 с.

УДК 669.046:536.12:518.61

В.И. ТИМОШПОЛЬСКИЙ, д-р техн. наук (НАН Беларуси)
М.Л. ГЕРМАН, канд. физ.-мат. наук (ИТМО НАН Беларуси),
И.А. ТРУСОВА, д-р техн. наук, **С.М. КАБИШОВ**, канд. техн. наук,
П.Н. САВАНЬ (БНТУ)

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СОПРЯЖЕННОГО ТЕПЛОБМЕНА В ГАЗОПЛАМЕННЫХ ПЕЧАХ ПРОКАТНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Математическая формулировка задачи сопряженного (внешнего и внутреннего) теплообмена в проходных печах является сложной и включает теплообмен между дымовыми газами, футеровкой печи и нагреваемым металлом, а также внутренний теплообмен в нагреваемых заготовках [1 – 4]. Рассмотрим процесс сопряженного теплообмена в проходных печах современной конструкции на примере нагревательной печи стана 320 РУП «БМЗ», технические характеристики которой приведена в работах [1, 2].

При математическом моделировании теплообмена выделим три основные части: тепловой режим печной среды, тепловой режим футеровки и тепловой режим металла.

Тепловой режим печной среды и футеровки. Теплообмен между дымовыми газами и тепловоспринимающими поверхностями (фу-

теровка и металл) описывается уравнением переноса энергии, которое в нестационарном случае имеет вид [5]

$$c_p^g \rho_g \frac{\partial T_g(\bar{r})}{\partial \tau} + \operatorname{div} \left(c_p^g \rho_g \bar{\theta} T_g(\bar{r}) - \lambda_g \operatorname{grad} T_g(\bar{r}) \right) = q_c(\bar{r}) - \operatorname{div} \bar{q}_r(\bar{r}),$$

где c_p^g , ρ_g , λ_g – соответственно теплоемкость (Дж/(кг·К)), плотность (кг/м³) и эффективный (с учетом турбулентных пульсаций) коэффициент теплопроводности (Вт/(м·К)) печной среды – дымовых газов; τ – время, ч.

Турбулентное поле движения смеси молекулярных газов (распределение скоростей газов) можно рассчитать на основе осредненных во времени уравнений Навье – Стокса [6] с использованием двухпараметрической k – ε -модели турбулентности [7]. Формально систему этих уравнений можно представить в виде обобщенного уравнения

$$\operatorname{div} \left[\rho_g \bar{\theta} F(\bar{r}) - \Gamma_F \operatorname{grad} F(\bar{r}) \right] = S_F(\bar{r}),$$

где $F(\bar{r}) = (\vartheta_x, \vartheta_y, \vartheta_z, k, \varepsilon, l)$ – обобщенная переменная; Γ_F – коэффициент диффузии величины F ; S_F – источник.

Объемная плотность радиационных источников теплоты $\operatorname{div} \bar{q}_r$, определяется из решения уравнения переноса излучения, которое при условии локального термодинамического равновесия имеет вид [8]

$$\bar{l} \nabla I_\lambda(\bar{r}, \bar{l}) + (\chi_\lambda + \sigma_\lambda) I_\lambda(\bar{r}, \bar{l}) = \chi_\lambda B_\lambda(T_g) + \frac{\sigma_\lambda}{4\pi} \int_{4\pi} p_\lambda(\bar{r}, \bar{l}, \bar{l}') I_\lambda(\bar{r}, \bar{l}') d\Omega',$$

где $I_\lambda(\bar{r}, \bar{l})$ – спектральная интенсивность излучения в точке \bar{r} в направлении распространения \bar{l} , Вт/(м²·мкм·ср); λ – длина волны излучения, мкм; χ_λ и σ_λ – спектральные коэффициенты соответственно поглощения и рассеяния дымовых газов, м⁻¹;

$B_\lambda(T_g) = \frac{1,19106218 \cdot 10^8}{\lambda^5 \left[\exp\left(\frac{14387,86}{\lambda T}\right) - 1 \right]}$ – спектральная интенсивность излу-

чения черного тела, Вт/(м²·мкм·ср); $p_\lambda(\bar{r}, \bar{l}, \bar{l}')$ – спектральная индикатриса рассеяния излучения при его взаимодействии с элементарным объемом среды.

Тогда для определения дивергенции лучистых потоков в каждой точке топочной среды имеем следующее соотношение [6]:

$$\operatorname{div} \bar{q}_r = \int_0^\infty \chi_\lambda(\bar{r}) \left\{ 4\pi B_\lambda[T_g(\bar{r})] - \int_{4\pi} I_\lambda(\bar{r}, \bar{l}) d\Omega \right\} d\lambda. \quad (1)$$

В высокотемпературных промышленных печах доля конвективного теплообмена составляет от 10 до 20% и основной вклад в формирование температурного поля вносит излучение. В связи с этим полное решение газодинамической задачи не является необходимым и конвективный теплообмен газового потока с тепловоспринимающими поверхностями может быть учтен в виде закона Ньютона:

$$q_k(\bar{r}) = \alpha_g [T_g(\bar{r}) - T_w(\bar{r})],$$

где α_g – коэффициент конвективного теплообмена между газом и тепловоспринимающими поверхностями печи, который можно определять согласно нормативному методу [9]:

$$\alpha_g = \begin{cases} 0,15\zeta \frac{\lambda_g}{D} \text{Pr}^{0,33} \text{Re}^{0,43}, & \text{Re} < 2000; \\ 0,023\zeta \frac{\lambda_g}{D} \text{Pr}^{0,4} \text{Re}^{0,8}, & \text{Re} > 2000; \end{cases} \quad \text{Re} = \frac{\vartheta_g D_e}{\eta}, \quad (2)$$

где ζ – поправочный коэффициент, зависящий от соотношения длины печи и ее эффективного диаметра D_e , который в рамках данной модели может быть вычислен следующим образом:

$$D_e = \sqrt{BH - \frac{al}{1 + s/a}},$$

где B , H – соответственно ширина и высота внутривспечного пространства; s – расстояние между заготовками; a , l – соответственно ширина горизонтальной грани и длина металлической заготовки; η – кинематическая вязкость дымовых газов.

Для определения температуры дымовых газов в i -й зоне печи предлагается несколько модифицированный подход, позволяющий учитывать температурную неоднородность в рассматриваемой зоне. Рассмотрим идеализированную печь, в которой осуществляется равномерная подача в объем горючей смеси и дымовых газов из других зон, а их удаление происходит одновременно в каждой точке объема. Тогда локальная температура в любой произвольно выбранной точке объема $T(\bar{r})$ является локальной температурой уходящих дымовых газов в этой точке. А при условии дальнейшего полного перемешивания, что в действительности происходит в выходном сечении, общая температура уходящих дымовых газов есть не что иное, как среднее значение локальных температур уходящих газов в объеме рассматриваемой зоны:

$$\bar{T}_R^i = \frac{1}{V} \iiint_V T_R^i(\bar{r}) dV.$$

Принимая, как и в зональном методе, хорошее перемешивание дымовых газов, введем в рассмотрение следующие величины:

$$q_k = Q_k / V = \frac{1}{V} \iint_S \alpha_g [T_g(\bar{r}) - T_w(\bar{r})] dS - \text{среднеобъемная плотность конвективных стоков теплоты на тепловоспринимающие поверхности, Вт/м}^3;$$

$R = G / V$ и $\delta R = \delta G / V$ – объемная плотность расхода соответственно дымовых газов и горючей смеси через рассматриваемую зону, кг/(м³·с);

$R_{ок} = G_{ок} / V$ – объемная плотность окалинообразования, кг/(м³·с).
Для явного учета влияния излучения на поле температур перепишем выражение (1) для определения дивергенции лучистых потоков в виде

$$\operatorname{div} \bar{q}_r(\bar{r}) = 4\tilde{\chi} \sigma_0 T^4(\bar{r}) - \int_0^{\infty} \chi_\lambda(\bar{r}) \int_{4\pi} I_\lambda(\bar{r}, \bar{l}) d\Omega d\lambda,$$

где $\tilde{\chi} = \pi \int_0^{\infty} \chi_\lambda B_\lambda(T) d\lambda / \sigma_0 T^4$ – среднеинтегральный коэффициент поглощения печной среды.

Для упрощения записи введем еще один параметр:

$$U = \int_0^{\infty} \chi_\lambda(\bar{r}) \int_{4\pi} I_\lambda(\bar{r}, \bar{l}) d\Omega d\lambda.$$

С учетом вновь введенных величин уравнение сохранения для рассматриваемой зоны печи в некоторый момент времени можно записать в виде:

$$\begin{aligned} & \iiint_V \left[c_p^g (R + \delta R) T_g - c_p^g R T_g^0 + q_k \right] dV = \\ & = \iiint_V \left[\delta R (c_p^g T_a - c_p^g T_r) + R_{ок} Q_{экс} + U - 4\tilde{\chi} \sigma_0 T_g^4(\bar{r}) \right] dV. \end{aligned} \quad (3)$$

Из уравнения (3) получаем уравнение для определения локальных температур внутри рассматриваемой области печи в явном виде:

$$4\tilde{\chi} \sigma_0 T_g^4(\bar{r}) + c_p^g (R + \delta R) T_g(\bar{r}) = c_p^g R T_g^0 + \delta R (c_p^g T_a - c_p^g T_r) + R_{ок} Q_{экс} + U - q_k.$$

Это уравнение является существенно нелинейным для каждого момента времени нагрева заготовки (координаты печи $x = \vartheta_{мет} \tau$), поскольку $\tilde{\chi}$, q_k и U существенно зависят от температуры среды и тепловоспринимающей поверхности. При этом следует помнить, что ограждающие конструкции печи в каждый момент находятся

в стационарных условиях и для определения их внутренних и наружных температур можно воспользоваться условием равенства тепловых потоков: полный поток q_w , падающий на стенку в определенной точке со стороны печи, равен полному потоку q_w^H , отводимому с противоположной стороны печи в окружающее пространство. Тогда для определения температуры в каждой точке стенки $T_w(P)$ и $T'_w(P')$ можно использовать следующую систему уравнений:

$$q_w = \frac{T_w - T_w^H}{R} = \alpha_n(T_w^H - T_o) + \epsilon_n \sigma_0 \left((T_w^H)^4 - T_o^4 \right),$$

где для расчета коэффициента теплоотдачи можно воспользоваться следующим соотношением:

$$\alpha_n \approx 1,83(T_w^H - T_o).$$

Здесь T_o – температура окружающего пространства; ϵ_n – степень черноты наружной поверхности стенок печи.

Тепловой режим стальной заготовки. Математическая модель для определения нестационарных температурных полей в некотором теле базируется на решении нестационарного уравнения теплопроводности, которое при отсутствии внутренних источников теплоты имеет вид [3]

$$c_p^m(T_m) \rho_m(T_m) \frac{\partial T_m(\bar{r}, \tau)}{\partial \tau} = \nabla[\lambda_m(T_m) \nabla T_m(\bar{r}, \tau)], \quad (4)$$

где $\bar{r} = (x, y, z)$ – текущая координата.

Для однозначного решения уравнения (4), т.е. определения температурного поля в теле, необходимо задать начальные и граничные условия.

Начальное условие

$$T_{\text{мст}}(\bar{r}, 0) = T_{\text{мст}0} = \text{const}. \quad (5)$$

Граничные условия к уравнению (4) должны учитывать особенности теплоотдачи и величину теплового потока на поверхности рассматриваемого тела:

$$q_s(\bar{r}, \tau) = -\lambda_m(T) \frac{\partial T_m(\bar{r}, \tau)}{\partial \bar{n}} \Big|_{\bar{r} \in B} = \alpha_g (T_g - T_m(\bar{r}, \tau)) + q_{\text{res}}(\bar{r}), \quad (6)$$

где \bar{n} – внешняя нормаль к границе тела B ; α_g – коэффициент теплообмена тела с печной средой (2); T_g – температура печной среды, контактирующей с рассматриваемым телом; $q_{\text{res}}(\bar{r})$ – плотность

результатирующего радиационного потока на поверхность тела (знак « - » указывает на то, что внешние нормали к поверхности излучающей среды и материала противоположны).

Таким образом, зная теплофизические свойства материала тела, его геометрические размеры и распределение температур в начальный момент времени (5), а также граничные условия (6), можно для каждого момента времени процесса нагрева рассчитать распределение температур $T_m(\vec{r}, \tau)$ во всех точках интересующего тела согласно уравнению теплопроводности (4).

ЛИТЕРАТУРА

1. Стальной слиток: в 3 т. Т. 3. Нагрев / В.И. Тимошпольский [и др.]; под общ. ред В.И. Тимошпольского, Ю.А. Самойловича. Мн.: Бел. наука, 2001. 879 с.

2. Тимошпольский, В.И. Теплотехнологические основы металлургических процессов и агрегатов высшего технического уровня / В.И. Тимошпольский. Мн.: Навука і тэхніка, 1995. 256 с.

3. Разработка физико-математической модели радиационного теплопереноса в печах с учетом геометрии стальных заготовок. Сообщение 1. Теоретические основы и методы решения физико-математической модели / В.И. Тимошпольский [и др.] // Литье и металлургия. 2004. № 4. С. 23 – 30.

4. Разработка физико-математической модели радиационного теплопереноса в печах с учетом геометрии стальных заготовок. Сообщение 2. Расчет спектрального коэффициента поглощения печной среды / В.И. Тимошпольский [и др.] // Литье и металлургия. 2004. № 4. С. 31 – 34.

5. Kissel, R. // Heurtey bul. inform. 1978. № 69. P. 15 – 20.

6. Ключников, А.Д. Теплотехническая оптимизация топливных печей / А.Д. Ключников. М.: Энергия, 1974. 344 с.

7. Тринг, М. Наука о пламенах и печах / М. Тринг; пер. с англ. В.В. Мурзакова. М.: Металлургиздат, 1958. 482 с.

8. Винтовкин, А.А. Горелочные устройства промышленных печей и топок (конструкции и технические характеристики): справочник / А.А. Винтовкин, М.Г. Ладыгичев, Т.В. Калинова. М.: Интермет Инжиниринг, 1999. 560 с.

9. Андрианов, В.Н. Основы радиационного и сложного теплообмена / В.Н. Андрианов. М.: Энергия, 1972. 231 с.

УДК 669.187

В.А. МАТОЧКИН, канд. техн. наук, Д. Н. АНДРИАНОВ, канд. техн. наук,
В.Н. ПРОХОРЕНКО, А.А. КОЗЛОВ, С.А. ЛАШКЕВИЧ (РУП «БМЗ»)

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ОХЛАЖДЕНИЯ ГРАФИТИРОВАННЫХ ЭЛЕКТРОДОВ

В связи с ростом выплавки стали в дуговых сталеплавильных печах (ДСП) проблема качества графитированных электродов приобретает важное значение, особенно вследствие распространения дуговых печей постоянного тока. Значительное снижение

длительности плавки на трехфазных печах позволило уменьшить удельный расход электродов на 34% [1].

Суммарный расход графитированных электродов складывается из торцового и бокового расходов, торцовых поломок и поломок свечи. Торцовый и боковой расходы составляют 90...93% суммарного расхода. Основной расход графитированных электродов определяется общим временем плавки, работой печи под нагрузкой, подводимой мощностью (соотношение напряжений и силы тока), диаметром и длиной электродов и удельной скоростью окисления. Чтобы снизить боковой расход электродов, необходимо стремиться к уменьшению площади поверхности электродов и снижению ее температуры. Лучшим решением этой задачи является снижение температуры электрода, т.е. использование струйного водяного охлаждения электродов. При расходе воды $3 \text{ м}^3/\text{ч}$ на каждый электрод расход снижается на 10...15% [2]. Защитные покрытия поверхности электродов после нескольких лет испытаний распространения не получили.

При охлаждении графитированных электродов на ДСП принята система для охлаждения электродов с использованием кольцевого струйного водяного охлаждения.

Таким образом, относительная простота реализуемого в настоящее время способа охлаждения графитированных электродов заключается в его низкой эксплуатационной стойкости.

При эксплуатации такой системы охлаждения отверстия кольца со временем зарастают мелкодисперсной пылью, уменьшая удельный расход охлаждаемой жидкости; при этом изменяется угол струи, что приводит к уменьшению расхода воды и снижению охлаждения графитированного электрода.

Струя охлаждающей жидкости отбивается от горячего электрода и попадает на свод печи, уменьшая стойкость свода. Отверстия в кольце обладают низкой работоспособностью из-за запыления их накипью, солями, оксидами и закисью железа, содержащимися в воде. В результате этого снижаются эффективность охлаждения, стойкость и срок службы электродов.

Для решения задач качественного охлаждения электродов специалистами РУП «БМЗ» выполнен комплекс работ, позволивших обосновать возможность существенного улучшения эффективного охлаждения графитированных электродов. Основу комплекса работ составило принципиальное решение, предусматривающее воздушную защиту водяной струи от разбрызгивания [3]. Суть данного решения заключается в том, что образуется кольцо воздуха, которое и защищает струю воды, а это препятствует разбрызгиванию водяной струи, защищая сопла от мелкодисперсной

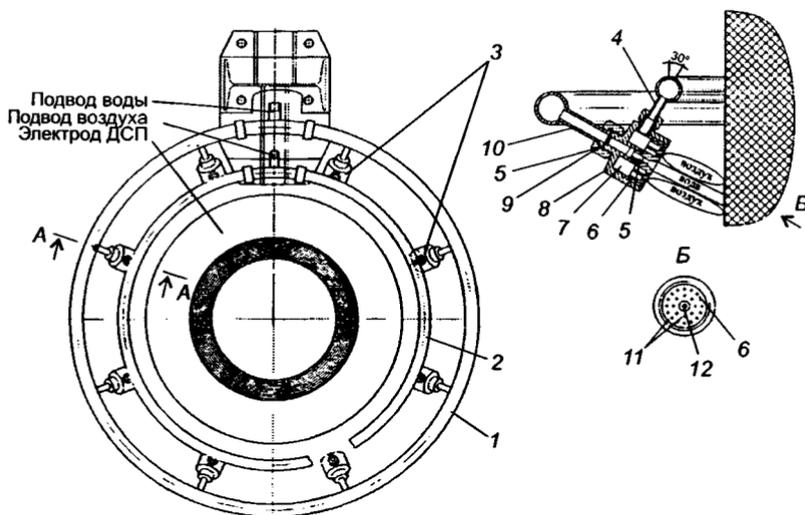


Рис. 1. Система охлаждения графитированных электродов:
 1 – коллектор для распределения воздуха; 2 – коллектор для подачи охлаждающей воды; 3 – форсунки для охлаждения графитированного электрода; 4 – патрубки соединительные для подачи воздуха на форсунки; 5 – канал для подачи охлаждающей воды; 6 – сопло форсунки; 7 – камера распределения воздуха; 8 – корпус форсунки; 9 – прокладка; 10 – патрубки соединительные для подачи воды на форсунки; 11 – отверстия для подачи воздуха для образования воздушного защитного потока; 12 – отверстие для подачи воды на графитированный электрод

пыли, и исключает отбивание охлаждающей жидкости от горячего электрода.

На рис. 1 показана схема устройства для охлаждения графитированных электродов дуговой сталеплавильной печи и схема форсунки. Устройство работает следующим образом. Вода поступает из системы охлаждения элементов печи по трубопроводу, попадает в коллектор 1, из которого по патрубкам 10 направляется непосредственно к форсункам 3, а от них – на охлаждение электродов.

Воздух поступает из общей системы снабжения цеха по трубопроводу к коллектору 2, а затем через соединительный патрубок 4 – на форсунку, где при выходе и образует кольцо, которое защищает струю воды от разбрызгивания.

Струя, взятая в воздушное кольцо, обеспечивает всему объему воды возможность испариться на электродах, не попадая на футеровку малого свода и в печь, а главное – защищает водяное сопло от исходящих газов и мелкодисперсной пыли.

Использование данного устройства позволит обеспечить эффективное охлаждение графитированных электродов, снизить расход электроэнергии и электродов на 10...15%, увеличить стойкость ма-

лого свода и срок службы медных держателей электродов, уменьшить технологические простои за счет добавления части электродов на фазу.

ЛИТЕРАТУРА

1. Лопухов, Г.А. Состояние и тенденции развития электросталеплавильного производства / Г.А. Лопухов // Электротехнология. 2000. № 7. С. 35 – 37.
2. Лопухов, Г.А. Эффективные технологии электросталеплавильного производства / Г.А. Лопухов // Новости черной металлургии за рубежом. 1997. № 3. С. 38 – 54.
3. Патент РБ № 1500. Устройство для охлаждения графитированных электродов / В. Н. Прохоренко, В. А. Яцко. № U 20040005; заявл. 08.01.04; опубл. 15.04.2004 // Афіцыйны бюлетэнь / Дзярж. пат. ведамства Рэсп. Беларусь. 2004. № 2.

УДК 621.74

А.Б. СТЕБЛОВ, д-р техн. наук,
Д.В. ЛЕНАРТОВИЧ (БНТУ)

СТАЛИ ДЛЯ ШТАМПОВ ГОРЯЧЕГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Рентабельность машиностроительных предприятий во многом зависит от стойкости деформирующего инструмента. В настоящее время для штампов горячего деформирования используются стали с химическим составом, соответствующим ГОСТ 5950–73 «Сталь инструментальная легированная», к которым предъявляются требования по обеспечению следующих физико-механических свойств: высокие твердость, износостойкость, теплостойкость, сопротивление смятию, вязкость, прочность, пластичность при нормальных и повышенных температурах.

Стали для штампов горячего деформирования используются в штамповочных молотах, прессах, горизонтально-ковочных машинах и т.д. Скорость деформирования металла в высокоскоростных молотах и гидравлических прессах достигает 30 м/с. Основные особенности работы инструментов для горячего деформирования – высокий разогрев штампов в процессе работы, одновременное воздействие циклически изменяющихся температур и давлений, большие удельные давления на инструмент.

Базовой для штампов горячего деформирования является сталь 5ХНМ. Она используется для штампов скоростной штамповки, вставок для ковочных машин, крупногабаритной оснастки ударного действия, молотовых штампов. Для крупногабаритной горячедеформирующей оснастки ударного действия применяются азоти-

руемые стали 5ХНВ, 5ХГМ, 5ХНВС, 7ХЗ, для горячего прессования в штампах ударного действия – азотируемые стали 5Х2МНФ, 4ХНМФС, для пресс-форм и тяжело нагруженных пресс-форм – 4Х5МФС, 4Х4ВМФС.

В СНГ штамповые инструментальные стали производятся на волгоградском металлургическом заводе «Красный Октябрь», Златоустовском металлургическом заводе, металлургическом заводе «Сибэлектросталь», московском металлургическом заводе «Серп и Молот», нижегородском арендном предприятии «Сталь», Омутнинском металлургическом заводе, Оскольском металлургическом заводе, на «Электростали», «Днепроспецстали», Белорусском металлургическом заводе.

Стали 5ХНМ относятся к флокеночувствительным сталям мартенситного класса. После прокатки они обязательно подвергаются изотермической обработке выше точки $A_{с3}$, а затем термической обработке в изделиях.

Несмотря на использование в течение нескольких десятилетий главным образом стали 5ХНМ, поиск оптимального химического состава стали для штампов горячего деформирования не прекращается. В данной работе выполнен анализ химического состава всех известных в мире штамповых марок сталей 5ХНМ. В качестве базы данных использованы компьютерная программа WinSteel и немецкий классификатор марок сталей Stahlchlüssel. Первоначально было выбрано 389 марок сталей с содержанием каждого химического элемента не более 5%. Бесспорным лидером в производстве таких сталей является Россия, выпускающая более 80 марок сталей для штампов горячего деформирования. В США используются стали 32 марок (AISI), в Японии (JIS) – 28, в Германии (DIN) – 22, во Франции (AFNOR) – 14, в Болгарии – 12 марок. Некоторые страны с развитой металлургией имеют малое количество штамповых марок сталей (например, Австрия – только 3 марки).

Анализ химического состава сталей показывает, что в основном по химическим элементам стали этого класса укладываются в известные по ГОСТ 5950–73 марки стали 5ХНМ, 5ХНВ, 5ХН2МНФ. Однако в каждой стране есть своя специфика, например Россия, Италия, Венгрия, Румыния достаточно широко используют молибден и вольфрам, Польша, США – вольфрам и кобальт. Во всех странах мало используется бор, ниобий, цирконий, барий, РЗМ.

Кроме того, был выполнен поиск марок сталей по патентам глупиной поиска 30 лет по классам C22 C38/xx и C21D8/xx, а также соответствующих названиям «Сталь штамповая» или DIE STEEL. Поиск выполнялся по сайтам:

<http://www.patents.ibm.com>, www.patents.uspto.gov – США;
www.ep.espasenet.com – Европа,
www.fips.ГЦ – Россия.

Всего выбрали 2561 патент, которые затем были рассортированы, прежде всего по химическому составу и отличительным признакам. Некоторые иностранные патенты в описании не содержали данных о химическом составе, в них указаны только соотношения нитридных, карбидных, карбонитридных фаз и их поведение. После анализа описания такого количества патентов создалось впечатление, что, скорее всего, многие из патентов принципиально мало отличаются от выбранного базового прототипа или аналога, а несущественные различия продиктованы необходимостью обоснования отличия при подаче заявки на изобретение. Действительно, при таком обилии патентов на марки стали этого класса в нормативных документах их присутствует в десятки раз меньше, чем запатентовано, а в промышленности используется не более десятка.

На рис. 1 показано частотное распределение основных элементов по сделанной выборке марок сталей из нормативных документов и патентов. Как видно из рисунка, для штамповых сталей горячего деформирования класса 5ХНМ содержание таких элементов, как углерод, кремний и молибден, находится в основном в интервале 0,3...0,6% при среднем значении \bar{x} около 0,4%, а содержание марганца, хрома и никеля – в основном в интервале 0,40...1,35% при среднем значении около 0,9%. Именно эти элементы и определяют физико-механические свойства стали в готовом изделии.

Рассмотрим влияние указанных химических элементов стали, разделив их на две группы. В первую группу входят Ni, Mn, Co, C, N и Cu, которые расширяют область твердых растворов на основе γ -железа, во вторую – элементы, суживающие область, а в определенных концентрациях – и выклинивающие ее полностью. К этим элементам относятся Cr, W, Mo, V, Ti, Si, Al, S, P, Nb, Zr. Кроме того, следует кратко рассмотреть особенности изменения концентрационных и температурных границ существования α - и γ -фаз в сталях, содержащих различное количество углерода. Все элементы, обычно присутствующие в составе штамповых сталей, за исключением ванадия, уменьшают концентрацию углерода в эвтектоиде (перлите). Наиболее сильное воздействие на положение точки s на диаграмме Fe–C оказывают молибден и вольфрам. Наряду с делением легирующих элементов на группы по влиянию их на полиморфные превращения железа основу классификации может составлять склонность этих элементов к карбидообразованию; Ni, Co, Mn и Si собственных карбидов в сталях не образуют, остальные элементы по степени сродства к углероду можно расположить в порядке их возрастания в виде ряда: Fe, Cr, Mo, W, V, Ti, Nb, Zr.

В соответствующей литературе по инструментальным сталям достаточно подробно описано влияние основных химических

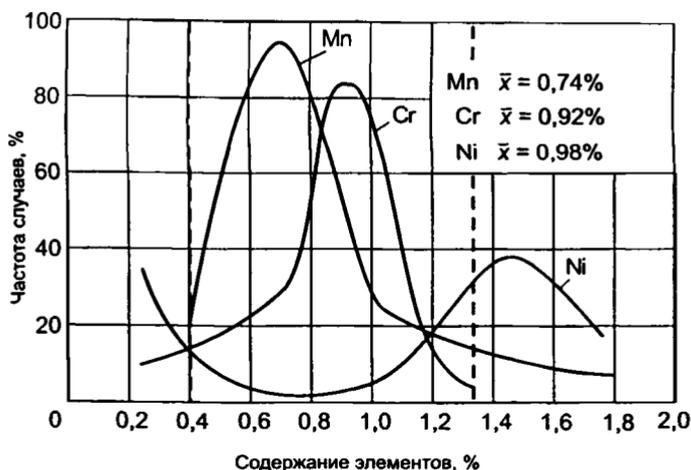
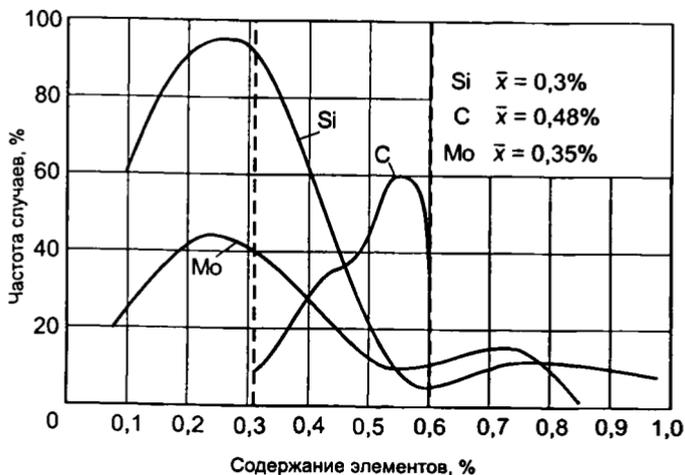


Рис. 1. Распределение химических элементов по выборке сталей класса 5XHM

элементов, в том числе в различных сочетаниях, на формирование микроструктуры и физико-механических свойств стали при горячей деформации, а также после термообработки. При выборе марки стали для требуемого инструмента необходимо учитывать также ее стоимость, которая в настоящее время высока. В последнее время произошел рост цен на ферросплавы. Например, закупочная цена никеля для металлургического завода се-

годня достигает 19 000 долларов за тонну, а молибдена – до 70 000 долларов. Нельзя не учитывать способ выплавки и коэффициент усвоения ферросплава при выплавке. Например, при выплавке стали в электродуговых печах принимают следующие значения коэффициента усвоения ферросплавов и легирующих элементов: FeCr800 – 0,8; FeV40 – 0,75; FeNb – 0,65; Co – 0,6; Zr – 0,6; PЗМ – 0,7; FeTi30 – 0,30.

В качестве первого шага при статистическом анализе данных химического состава выбранных марок сталей был выполнен расчет углеродного эквивалента по каждой марке стали ($C_{\text{экв}}$) по формуле

$$C_{\text{экв}} = C + \frac{\text{Mn} + \text{Si}}{6} + \frac{\text{Cr} + \text{V} + \text{Mo} + \text{W}}{5} + \frac{\text{Ni} + \text{Co}}{15} + \Sigma(\text{Al}, \text{Ti}, \text{B}, \text{Zr}, \text{Ca}).$$

Как показали результаты анализа, углеродный эквивалент не дает необходимой информации, так как основная доля в этой формуле приходится на углерод.

Далее были проанализированы присутствующие в патентах и литературе различные соотношения элементов:

$$0,43 \leq C + \frac{\text{Mn}}{6} \leq 0,6; \quad 0,35 \leq \frac{\text{V}}{\text{C}} \leq 0,9; \quad 175 \leq \frac{\text{Ti} + \text{V}}{\text{B}} \leq 228;$$

$$5 \leq \frac{\text{V}}{\text{Ti}} \leq 8; \quad 20 \leq \frac{\text{Ti}}{\text{B}} \leq 40; \quad 0,2 \leq \frac{\text{B}}{\text{Ca}} \leq 0,6;$$

$$72 \leq \frac{\text{Al}}{\text{B}} \leq 162; \quad 0,5 \leq \text{Cr} + \text{Co} \leq 1,3; \quad 3,1 \leq \frac{\text{Ni}}{\text{B} \cdot 100} \leq 6,3.$$

Анализ перечисленных соотношений при сопоставлении их влияния с данными по изменению микроструктуры и технологических свойств стали в готовом штампе позволяет сделать предположение, что некоторые из приведенных соотношений являются надуманными и не отражают физических процессов, происходящих в структуре металла при производстве штамповых сталей и тем более при термообработке, включая и азотирование.

Кратко обобщим известные данные по влиянию химических элементов в исследуемых пределах (см. рис. 1) на свойства стали.

Хром увеличивает прочность стали, образуя карбиды, и оказывает влияние в сочетании с углеродом, никелем, молибденом, бором и титаном. Молибден и вольфрам увеличивают теплостойкость. Молибден заменяет вольфрам и в сочетании с хромом повышает прокаливаемость. Ванадий улучшает равномерность распределения химических элементов в стали. При увеличении содержания ванадия

можно повышать содержание никеля. При содержании хрома в пределах 1,5...2,0% хороший эффект дает увеличение содержания ванадия, молибдена, никеля (до 0,8% каждого). Кремний и кобальт способствуют сохранению мелкого зерна при нагреве и повышают теплостойкость. Хороший эффект обеспечивает сочетание кремния (0,6...0,8%) и кобальта (0,5...0,8%). Никель и марганец увеличивают прокаливаемость, что важно для крупногабаритных штампов, и повышают ударную вязкость. Бор, титан и никель образуют карбиды, нитриды и бориды, увеличивают предел выносливости стали. Цирконий и в меньшей степени ниобий и титан повышают вторичную стойкость и теплостойкость.

Как видно из рис. 1, распределение элементов не всегда подчиняется нормальному закону распределения. Полагая, что при большом массиве данных мы имеем незначительную ошибку в выбранной гипотезе, принимаем нижеследующее.

Найденные распределения не случайны и базируются на большом эмпирическом опыте. Если привести распределения химических элементов к безразмерному виду $(x_i - \bar{x})/\bar{x}$, то, наложив их друг на друга, можно выделить области распределений элементов. С использованием полученных результатов определим физически обоснованные соотношения элементов, а также их интервалы по различным элементам. Исследовательская часть работы в этом случае опускается и найденные соотношения приводятся в готовом виде:

$$0,55 \leq \frac{V + Ti}{C} \leq 1,5 \quad \text{при} \quad C = 0,40 \dots 0,55; Ti = 0,1 \dots 0,2; V = 0,2 \dots 0,4;$$

$$4 \leq \frac{Mn + Ni}{Ti} \leq 60 \quad \text{при} \quad Mn = 0,4 \dots 1,5; Ni = 0,4 \dots 1,5; Ti = 0,05 \dots 0,2;$$

$$2 \leq \frac{Cr + Mo}{Co} \leq 10 \quad \text{при} \quad Co = 0,2 \dots 0,5; Cr = 0,5 \dots 1,2; Mo = 0,5 \dots 0,8;$$

$$0,6 \leq \frac{Ni + Mo}{Ti + B} \leq 10,5 \quad \text{при} \quad Ni = 0,4 \dots 0,9; Mo = 0,3 \dots 0,6; Ti = 0,05 \dots 0,2; B = 0,0015 \dots 0,002;$$

$$3,5 \leq \frac{Si + Co}{100 \cdot B} \leq 9,3 \quad \text{при} \quad Si = 0,5 \dots 0,9; Co = 0,2 \dots 0,5; B = 0,0015 \dots 0,002.$$

Перечень найденных соотношений можно продолжить в процессе дальнейших исследований.

На основе выполненной работы был предложен и защищен авторским свидетельством Беларуси патент ВУ № 6728 «Штамповая сталь», приоритет 2001.01.22 С 22С 38/50. Штамповая сталь, содержащая углерод, кремний, марганец, хром, никель, молибден,

ванадий, алюминий, титан, бор и железо, отличающаяся тем, что дополнительно содержит цирконий при следующем соотношении компонентов, % (по массе): углерод 0,46...0,58; кремний 0,18...0,40; марганец 0,45...0,75; хром 0,8...1,2; никель 1,3...1,7; молибден 0,35...0,65; ванадий 0,18...0,25; алюминий 0,01...0,04; титан 0,02...0,04; бор 0,001...0,003; цирконий 0,02...0,04; железо – остальное. В стали этой марки необходимо выдерживать следующее соотношение ванадия, титана, углерода и циркония:

$$0,43 \leq \frac{V + Ti}{C} \leq 0,50; 8,7 \leq \frac{Ti + Zr}{100C} \leq 13,8.$$

На первый взгляд, сталь данной марки мало чем отличается по химическому составу от уже апробированной стали марки 45ХНМФЮТР (патент RU № 2040582 «Штамповая сталь». 1995.07.27 С 22С 38/54), которая была внедрена на Белорусском металлургическом заводе, однако имеет свои отличия по свойствам и технологии производства. Например, чтобы бор связывал азот, образуя нитриды, необходимо в процессе раскисления и вакуумирования добиться содержания кислорода в стали не более 10 ppm. Новая штамповая сталь имеет хорошие технологические свойства уже в непрерывнолитой заготовке сечением 250×300 мм. Так, теплостойкость стали, которую оценивали по твердости после 4 ч выдержки при температуре 640 °С по пяти образцам, НРС = 42...44. Предел прочности при 600 °С равен 900 МПа на поверхности непрерывнолитой заготовки и 890 МПа в ее центре. Предел выносливости – соответственно 1205 и 1092 МПа.

Сталь с предложенным новым химическим составом относится к штамповым сталям класса 5ХНМ для горячего деформирования, но имеет более высокие технологические и эксплуатационные показатели при работе штампового инструмента. Эта сталь рекомендована к освоению на РУП «БМЗ», что является продолжением работы по выпуску белорусских штамповых сталей типа 45ХНМФЮТР (БИС1), 45ХНМФ1ЮТ (БИС2), которые в 1991 – 1994 гг. производились по техническим условиям ТУ РБ 14-840-20–92 в сортовом круге диаметром 80...150 мм и хорошо себя зарекомендовали на инструментальных заводах Беларуси и России.

Высокое качество белорусских сталей БИС1 и БИС2 при их использовании на инструментальных заводах подтверждено актами внедрения. Так, на ПО «Минсктракторозапчасть» стойкость оснастки по сравнению со стойкостью оснастки из стали 5ХНМ увеличилась в 1,4 – 1,5 раза, на заводе «Автогидроусилитель» (г. Борисов) стойкость штампов выросла в 1,8 – 2 раза, на заводе СИиТО ПО «Гомсельмаш» – в 2,2 раза. Новая марка стали по патенту ВУ № 6728 имеет более высокие показатели качества по сравнению с марками 5ХНМ и БИС1, БИС2. Эта сталь сопровождается при поставке полным описанием технологии изготовления и термической обработки инструмента у потребителя.

М.Л. ГЕРМАН, канд. физ.-мат. наук, С.В. КОРНЕЕВ,
И.В. ФАЙН, канд. физ.-мат. наук (ИТМО НАН Беларуси)

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕМПЕРАТУРНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ НАГРЕВЕ СТАЛЬНЫХ ЗАГОТОВОК С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕТОДА КОНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

Нагрев стальных заготовок в печах может сопровождаться явлениями, которые неблагоприятно сказываются на качестве готовой продукции. К таким явлениям можно отнести окалинообразование и возникновение температурных напряжений. В результате нагрева стальных заготовок возникают деформации, вызванные эффектом линейного расширения твердых тел. Хотя эти деформации весьма малы (порядка 10^{-5} м на градус нагрева), возникающие при этом напряжения могут оказаться весьма большими, в некоторых случаях превосходящими предел текучести σ_T материала изделия, что может привести к необратимым изменениям его формы и, соответственно, потере качества продукции. При форсированном режиме нагрева температурные перепады по сечению в начале нагрева довольно значительны, напряжения могут превысить предел прочности стали, а следовательно, в заготовке будут возникать трещины. Необходимо отметить, что возникающие при нагреве температурные напряжения будут суммироваться с остаточными напряжениями, возникающими на этапе затвердевания и охлаждения заготовки. На величину температурных напряжений значительное влияние оказывает также неравномерность нагрева. Например, в работах [1, 2] на основании теоретических и экспериментальных исследований показана вероятность нарушения сплошности заготовок при их перемещении в методической печи под воздействием температуры и водоохлаждаемых рейтеров шагающих балок. Кроме того, при несимметричном нагреве возможны недопустимые деформации заготовки, которые отрицательно сказываются на дальнейшей технологии обработки, а следовательно, и на качестве готовой продукции.

Проблема определения термических напряжений при высокотемпературном нагреве не является новой, но до недавнего времени определение напряжений при нагреве имело оценочный характер. Сложность определения напряжений заключается как в несовершенстве методов расчета, так и в малой изученности теплофизических свойств, особенно термомеханических свойств конкретных марок сталей при высоких температурах. При этом в данном случае физическая модель процесса является определяющей в отношении точности получаемого результата, так как часто имеет значительные упрощения. Поэтому кроме наличия, например, та-

ких зависимостей теплофизических характеристик от температуры, как коэффициент теплопроводности и теплоемкость стали, для расчета напряжений необходимо иметь такие термомеханические характеристики в зависимости от температуры, как предел прочности, модуль упругости, коэффициент линейного расширения. Важно также знать термомеханические свойства сталей в областях температур, соответствующих фазовым переходам, при которых изменяется структура стали.

Для определения напряжений в заготовках при их нагреве в печах в настоящее время применяют как аналитические [3], так и численные методы. При этом исследование термонапряженного состояния сводится к предварительному решению задачи теплопроводности, а затем уже определяется напряженное состояние через полученную температурную функцию. Следует отметить, что точные аналитические решения не применяют ввиду сложности и нелинейности физических процессов, так как точные решения задач теплопроводности имеют вид сложных и громоздких выражений, мало пригодных как для анализа, так и для практических расчетов. Кроме того, для задач высокотемпературного нагрева при сложном теплообмене в нагревательных печах еще не получены точные решения. Недостатком существующих приближенных аналитических методов, несмотря на ряд их преимуществ по сравнению с численными методами, является сложность учета различного рода нелинейностей и не всегда приемлемая точность во всем диапазоне температур нагрева.

Тепловую задачу и задачу упругопластичности удобнее решать совместно, поэтому наиболее подходящим методом для расчета температурных напряжений является метод конечных элементов (МКЭ), в котором получаемое температурное поле в заготовке непосредственно используется в качестве исходных данных задачи упругопластичности. Этот подход применен, например, в работах [4 – 6]. Особенности использования МКЭ для решения тепловой задачи указаны в работе [7]. Кроме того, МКЭ может применяться для расчета напряжений заготовок произвольного сечения. В практике исследования напряженного состояния объектов могут применяться и другие численные методы [8], однако МКЭ зарекомендовал себя как очень эффективный метод при использовании его для расчета напряжений в различных машиностроительных конструкциях, а также в расчетах гидрогазодинамики.

Промышленные коммерческие программные комплексы с использованием МКЭ в настоящее время представлены такими пакетами, как ANSYS, NASTRAN, COSMOS, FINEL, MARC, ПИОНЕР, ЛИРА и др. Однако их использование для расчетов помимо высокой стоимости программного продукта имеет не-

достатки – невозможность модификации программной среды, а также усредненность методов, направленную на универсальность пакета. При этом, например, некоторые подходы, вполне приемлемые в области машиностроения, могут оказаться не приемлемыми для расчета нагрева в рабочем пространстве высокотемпературной печи и вычисления термических напряжений. Поэтому для конкретной области применения удобнее иметь собственный специализированный программный продукт. Его можно относительно легко настроить на решение конкретных специфических задач, и процесс модификации программы существенно проще.

Суть МКЭ заключается в том, что непрерывная величина (температура, перемещение, напряжение) аппроксимируется дискретной моделью, построение которой выполняется на множестве кусочно-непрерывных функций, определенных на конечном числе подобластей, которые называют элементами [9, 10].

В настоящее время метод часто используется для получения численных решений задач высокотемпературной передачи теплоты. Наиболее часто МКЭ применяется в стандартной формулировке Галеркина [11, 12].

Как указывалось, задача определения напряжений и деформаций, возникающих при нагреве металлических изделий, вообще говоря, технически довольно трудоемка. В общем трехмерном случае даже для изотропного твердого тела необходимо решить систему из пятнадцати уравнений, три из которых являются уравнениями равновесия, шесть других определяют связь деформаций и напряжений (обобщенный закон Гука) и еще шесть являются условиями совместности, накладываемыми на деформации. В случае нагрева длинных заготовок постоянного сечения появляется возможность использовать принцип Сен-Венана, согласно которому вдали от концевых границ длинномерных тел достаточно исследовать напряжения в плоскости сечения.

В дальнейшем будем рассматривать только двухмерные задачи термоупругости. Простейшей такой задачей является исследование термоупругости в рамках модели плоского деформированного состояния (ПДС). В рамках этой модели задача определения напряжений разбивается на две подзадачи:

1) определение напряжений в сечении σ_{xx} , σ_{xy} и σ_{yy} по уравнениям, которые для двухмерного случая упрощаются к следующему виду:

$$\frac{\partial \sigma_{xx}}{\partial x} + \frac{\partial \sigma_{xy}}{\partial y} = 0; \quad \frac{\partial \sigma_{xy}}{\partial x} + \frac{\partial \sigma_{yy}}{\partial y} = 0; \quad (1)$$

$$\sigma_{xx} = \frac{E}{(1-2\nu)} (\delta \varepsilon_{xx} + \gamma \varepsilon_{yy} - \alpha T); \sigma_{yy} = \frac{E}{(1-2\nu)} (\delta \varepsilon_{yy} + \gamma \varepsilon_{xx} - \alpha T); \sigma_{xy} = \frac{E}{1+\nu} \varepsilon_{xy}; \quad (2)$$

$$\varepsilon_{xx} = \frac{\partial u}{\partial x}; \varepsilon_{yy} = \frac{\partial v}{\partial y}; \varepsilon_{xy} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial v}{\partial x} + \frac{\partial u}{\partial y} \right) \quad (3)$$

(здесь $\delta = \frac{1+\nu}{1-\nu}$, $\gamma = \frac{\nu}{1-\nu}$, ε_{xx} , ε_{xy} , ε_{yy} – компоненты тензора деформации; u , v – компоненты вектора перемещения; E , ν – модуль упругости и коэффициент Пуассона; T – температура; α – коэффициент линейного расширения);

2) вычисление напряжений $\sigma_{zz}(x, y)$ согласно формуле

$$\sigma_{zz} = \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy}) - E\alpha T. \quad (4)$$

В практически важном случае свободного объекта силы отсутствуют на всей его поверхности, в том числе и на торцовых концах изделия. При этом условие плоскодеформированного состояния не выполняется, так как для последнего напряжение σ_{zz} не зависит от координаты z и, вообще говоря, не равно нулю.

Однако имеется очень важный частный случай такой задачи, когда масштаб изделия по оси z значительно превышает масштаб в плоскости (x, y) . В этом случае все напряжения в плоскости оказываются равными напряжениям для плоскодеформированного состояния, т.е. находятся из соотношения (4) с учетом решения задачи (1) – (3), а напряжение σ_{zz} достаточно далеко от торцовых границ оценивается по формуле [9]

$$\sigma_{zz} = \varphi(x, y) - \frac{\int_{\Omega} \varphi ds}{\int_{\Omega} ds} - \frac{\int_{\Omega} x \varphi ds}{\int_{\Omega} x^2 ds} x - \frac{\int_{\Omega} y \varphi ds}{\int_{\Omega} y^2 ds} y,$$

где $\varphi(x, y)$ – решение задачи (1) – (4) для напряжения σ_{zz} при плоскодеформированном состоянии. Интегрирование проводится по сечению Ω , а оси x , y соответствуют главным моментам инерции в плоскости сечения.

Методом наименьших квадратов найдем плоскость, оптимальным образом аппроксимирующую решение $\varphi(x, y)$. Тогда искомое напряжение равно напряжению для плоскодеформированного состояния $\varphi(x, y)$ за вычетом главной линейной части. Смысл этого вычитания становится понятным, если принять во внимание, что в отсутствие внешних сил линейный профиль температур не создает напряжений.

Решение задачи (1) – (3) будем искать с помощью МКЭ, применяя принцип виртуальной работы к уравнениям, выраженным в терминах перемещений [13]. При этом что очень важно, в случае свободных границ не требуется никаких дополнительных граничных условий.

Пусть вся область сечения состоит из треугольных элементов ϵ . Каждый элемент характеризуется перемещениями трех его вершин i, j, m , т.е. шестью величинами. Перемещения внутри элемента (u, v) являются линейными функциями координат:

$$\begin{Bmatrix} u \\ v \end{Bmatrix} = N\{\delta\}^e = \{IN'_i, IN'_j, IN'_m\} \begin{Bmatrix} \delta_i \\ \delta_j \\ \delta_m \end{Bmatrix},$$

где I – единичная матрица размерами 2×2 ; $N(x, y) = a + b x + c y$ – линейные функции формы, а векторы перемещений в узлах имеют

$$\text{вид } \delta_i = \begin{Bmatrix} u_i \\ v_i \end{Bmatrix}.$$

Применяя принцип виртуальной работы, получаем следующую систему уравнений для нахождения n неизвестных векторов – перемещений в узлах $\delta_i = \begin{Bmatrix} u_i \\ v_i \end{Bmatrix}$:

$$K\{\delta\} = B^T D\{\epsilon_0\}. \quad (5)$$

Здесь вектор начальной деформации $\{\epsilon_0\} = (1 + \nu) \begin{bmatrix} \alpha T \\ \alpha T \\ 0 \end{bmatrix}$, где матрица

жесткости K является суммой матриц жесткости отдельных матриц k^e размерами 6×6 и определяется выражением

$$k^e = B^T D B \Delta, \quad (6)$$

где Δ – площадь треугольника, а квадратная матрица D размерами 3×3 отражает закон Гука и имеет вид

$$D = \frac{E(1-\nu)}{(1+\nu)(1-2\nu)} \begin{bmatrix} 1 & \frac{\nu}{1-\nu} & 0 \\ \frac{\nu}{1-\nu} & 1 & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1-2\nu}{2(1-\nu)} \end{bmatrix}, \quad (7)$$

а прямоугольная матрица B размерами 6×3 определяется производными функции формы:

$$B = \begin{bmatrix} \frac{\partial N_i}{\partial x} & 0 & \frac{\partial N_j}{\partial x} & 0 & \frac{\partial N_m}{\partial x} & 0 \\ 0 & \frac{\partial N_i}{\partial y} & 0 & \frac{\partial N_j}{\partial y} & 0 & \frac{\partial N_m}{\partial y} \\ \frac{\partial N_i}{\partial y} & \frac{\partial N_i}{\partial x} & \frac{\partial N_j}{\partial y} & \frac{\partial N_j}{\partial x} & \frac{\partial N_m}{\partial y} & \frac{\partial N_m}{\partial x} \end{bmatrix}. \quad (8)$$

Решение системы уравнений (5) с учетом выражений (6) – (8) представляет определенные трудности, возникающие при решении практических проблем: количество элементов, а следовательно, и порядок системы могут быть весьма высокими. Однако полосообразный характер матрицы жесткости позволяет использовать специальные средства для решения линейных систем, что значительно экономит машинную память и уменьшает время счета. В данной работе для решения системы (5) использовался модифицированный метод Гаусса для полосовых матриц [13].

Для оценки точности представленного метода рассмотрим частный случай симметричного нагрева однородного стержня, аналитическое решение которого известно. Оно явно находится в виде интегралов от текущего распределения температур $T(r)$ [14].

Если нагрев осуществляется сравнительно медленно, так что время нагрева много больше характерного времени распространения теплоты $\left(\tau \gg \tau_0 = \frac{R^2 \rho c}{\lambda} \right)$, то радиальный профиль температуры будет параболическим:

$$T(r) = T_0 + \gamma r^2,$$

где $\gamma = \frac{\Delta T}{R^2} = \frac{1}{2} \frac{\varphi}{\lambda R}$; ΔT – разность температур между поверхностью цилиндра и его центром; φ – поток теплоты на границе, связанный с темпом нагрева цилиндра соотношением $\frac{dT}{dt} = \frac{2\varphi}{\rho c R}$.

Температурные напряжения:

$$\sigma_{rr} = \sigma_0(1 - a^2); \quad \sigma_{\varphi\varphi} = \sigma_0(1 - 3a^2); \quad \sigma_{zz} = \sigma_0(2 - 4a^2), \quad (9)$$

где $\sigma_0 = \frac{1}{4} \frac{E}{1 - \nu} \alpha \Delta T$; $a = r/R$.

Как следует из (9), максимальными являются напряжения сжатия σ_{zz} и $\sigma_{\varphi\varphi}$ на поверхности цилиндра, а также напряжение рас-

тяжения σ_{zz} на оси цилиндра. Все эти три максимальных напряжения по модулю одинаковы и составляют

$$|\sigma_{\max}| = \frac{1}{2} \frac{\alpha E}{1-\nu} \Delta T = 2\sigma_0.$$

Напряжения вдоль радиусов σ_{rr} всегда являются напряжениями растяжения, и они по крайней мере вдвое меньше σ_{\max} .

Для сопоставления численной модели и аналитического решения был проведен ряд числовых расчетов методом конечных элементов при различном количестве разбиений сечения. На рис. 1 показан один из вариантов такого сопоставления при количестве элементов в сечении, равном 634 (число вершин составило 345, средний размер стороны треугольника – около 0,05R).

Видно, что даже при таком, относительно грубом, разбиении МКЭ дает удовлетворительные результаты, пригодные для практического применения.

Чтобы оценить практическую сходимость МКЭ, были рассчитаны ошибки метода, которые определялись как среднеквадратичное отклонение результатов от теоретических значений в процентах от значения σ_0 . В табл. 1 приведены результаты расчетов в зависимости от числа элементов.

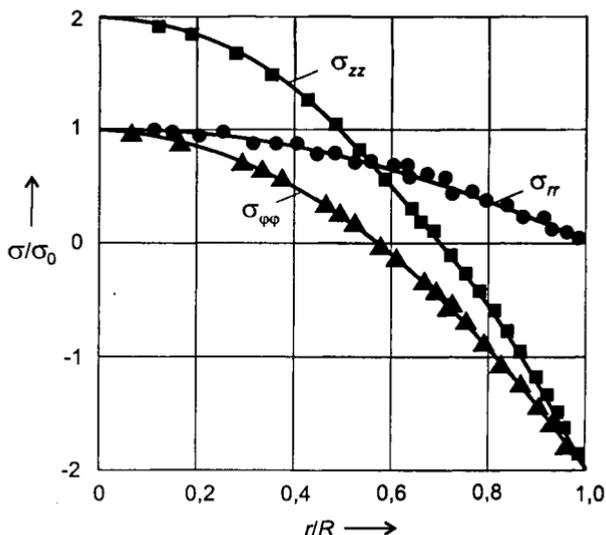


Рис. 1. Сопоставление численного и точного аналитического решений:

- – радиальные напряжения σ_{rr} ; ▲ – тангенциальные напряжения $\sigma_{\varphi\varphi}$; ■ – осевые напряжения σ_{zz} ; — — аналитическое решение

Зависимость точности расчетов МКЭ от количества узлов

Номер рас- чета	Число узлов	Число эле- ментов	Ошибка σ_{rr} , %	Ошибка $\sigma_{\varphi r}$, %	Ошибка σ_{zz} , %
1	95	160	9,6	7,5	1,2
2	345	634	4,8	3,9	0,5
3	1313	2522	2,3	1,9	0,2

Из таблицы видно, что ошибка вычислений меняется примерно обратно пропорционально корню квадратному из числа узлов, т.е. пропорционально среднему размеру элемента. Ошибка в вычислении осевых напряжений значительно ниже, чем для радиальных и тангенциальных напряжений. В целом МКЭ дает существенно лучшие результаты по сравнению с инженерным «методом плоских сечений», который полагает коэффициент Пуассона равным нулю и дает заниженные на значение множителя $1/(1 - \nu)$ результаты, что может составлять несколько десятков процентов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Закономерности образования трещин в сортовых заготовках при нагреве в печах с шагающими балками / В.И. Тимошпольский [и др.] // Сталь. 2004. № 7. С. 49 – 52.
2. Расчеты нагрева непрерывнолитых заготовок в печи с шагающими балками с учетом подхолаживания нижней части заготовок / Ю.А. Самойлович [и др.] // Литье и металлургия. 2003. № 3. С. 146 – 150.
3. Температурные напряжения в цилиндрической заготовке при нагреве в кольцевых печах / Ю.С. Постольник [и др.] // Литье и металлургия. 2003. № 4. С. 46 – 49.
4. Дыяк, И.И. Расчет термонапряжений в осесимметричных телах на основе метода конечных элементов / И.И. Дыяк, Я.Г. Савула, Г.А. Шинкаренко // Вісник Львівського національного університету ім. Івана Франка. Сер. механіко-математична. 1982. Вип. 19. С. 48 – 53.
5. Дыяк, И.И. Реализация высокоточных схем метода конечных элементов для задач нестационарной теплопроводности / И.И. Дыяк // Вісник Львівського національного університету ім. Івана Франка. Сер. механіко-математична. 1982. Вип. 19. С. 64 – 67.
6. Выбор рационального режима нагрева непрерывнолитых заготовок в печи с шагающими балками / В.И. Тимошпольский [и др.] // Сталь. 2003. № 11. С. 53 – 57.
7. Расчеты нагрева и охлаждения стальных изделий с использованием метода конечных элементов (теоретические основы) / В.И. Тимошпольский [и др.] // Металлургия. 2003. Вып. 27. С. 16 – 24.
8. Победря, Б.Е. Численные методы в теории упругости и пластичности / Б.Е. Победря. М.: изд-во МГУ, 1995. 366 с.
9. Miranda, S. On the consistency of finite element models / S. Miranda, F. Ubertini // Comput. Methods Appl. Mech. Eng. 2001. № 190. P. 2411 – 2422.

10. *Cannarozzi, A.* A mixed variational method for linear coupled thermoelastic analysis / A. Cannarozzi, F. Ubertini // International Journal of Solids and Structures. 2001. № 38. P. 717 – 739.

11. *Bathe, K.J.* The inf-sup condition and its evaluation for mixed finite element methods / K.J. Bathe // Computers & Structures. 79. 2001. P. 243 – 252.

12. *Arnold, D.N.* Mixed finite element methods for elliptic problems / D.N. Arnold // Comput. Meth. Appl. Mech. Eng. 1990. № 82. P. 281 – 300.

13. *Зенкевич О.* Метод конечных элементов в технике / О. Зенкевич. М.: Мир, 1975. 343 с.

14. *Боли, Б.* Теория температурных напряжений / Б. Боли, Дж. Уэйнер. М.: Мир, 1964. 520 с.

УДК 621.927/66Ъ9.2

Е.Б. ЛОЖЕЧНИКОВ, д-р техн. наук, А.К. ГАВРИЛЕНЯ (БНТУ),
С.В. ЛАСАНКИН (ООО «Ордком»)

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ КОМПЛЕКС ДЛЯ РАЗМОЛА ШЛАКОВ И КОМПАКТИРОВАНИЯ ИЗВЛЕКАЕМЫХ ИЗ НИХ МЕТАЛЛОВ

Металлургическое производство сопровождается образованием большого количества шлаков, лишь частично перерабатываемых (в основном в строительные материалы) с извлечением из них основных и сопутствующих металлов. Значительная часть шлаков складывается в накопительных отвалах. Объем накопленных в странах СНГ шлаков только медеплавильных производств составляет около 12,4 млн т [1, 2]. Шлаки медеплавильного производства представляют собой смесь металлической и неметаллической составляющих. Металлическая составляющая представляет собой «корольки», размеры которых варьируются в диапазоне 0,1...30 мм. Химический состав корольков разнообразен и зависит от технологии выплавки и марки выплавляемого сплава. Неметаллическая составляющая представлена соединениями кремния, алюминия, железа, кальция и др. [1 – 3].

Процентное содержание металлической фракции в металлургических шлаках определяется технологией разлива и составом шлака. Так, при производстве бронзовых сплавов содержание металла в шлаках может достигать 30% в весовом соотношении. Такое содержание сплава в шлаке делает особенно актуальной задачу его извлечения и возвращения в производство.

Объемы образования в Беларуси медьсодержащих шлаков сравнительно небольшие. Однако в условиях постоянного роста цен на цветные металлы задача возвращения в производство металлов из отходов стоит особенно остро. Традиционные технологии извлечения металла из шлаков достаточно трудоемкие. Осо-

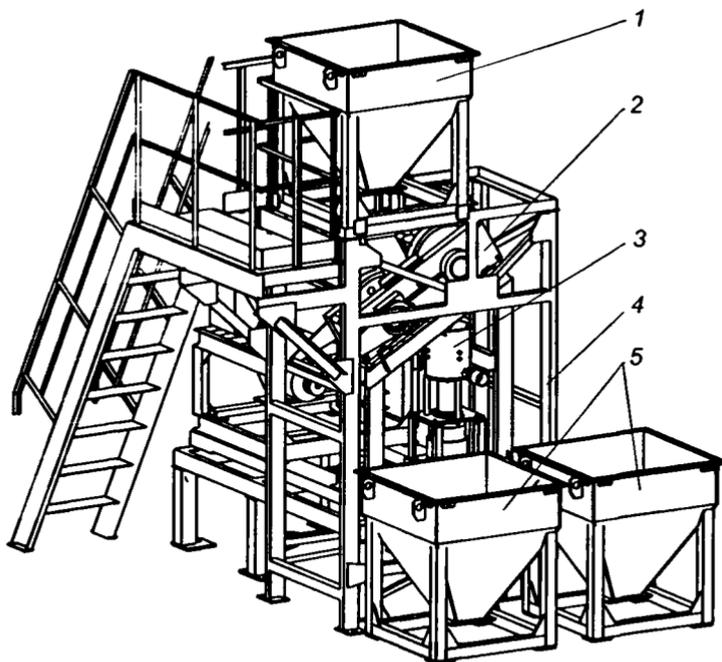


Рис. 1. Общий вид технологического комплекса

бое место в них занимает измельчение. Именно от качества измельчения материала зависит эффективность всего технологического процесса обогащения. Шлаки предварительно дробят в щековых и им подобных дробилках с последующим отсевом крупных частиц – конгломератов металла, а затем размалывают до высокодисперсного состояния. Время размола в обычно используемых шаровых мельницах составляет 2...3 ч. В результате размола происходит разрушение спекшихся конгломератов оксидов, сульфидов и других соединений с более прочными частицами металлической фракции. Разные дисперсность и плотность образовавшихся при размоле частиц определяют их разделение мокрым (флотация) или сухим (воздушно-проходная сепарация) способом [4]. При обоих способах полнота отделения металла от более легких, не содержащих металлы соединений зависит от тонкости помола последних при сохранении более крупных и тяжелых металлосодержащих частиц. Наиболее благоприятные условия для такого избирательного размола гетерогенной смеси – в валковых мельницах. При обжати в валках более прочные металлосодержащие частицы находятся в окружении хрупкой, легко деформируемой и разрушаемой до высокодисперсного со-

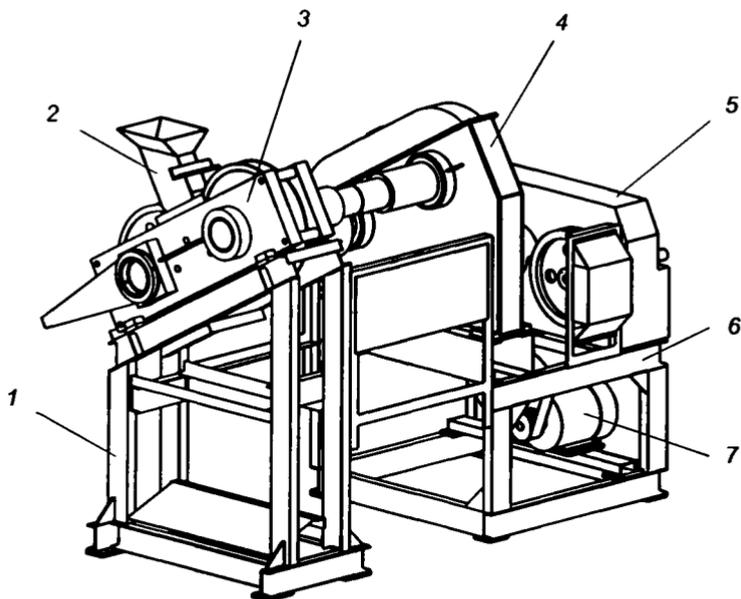


Рис. 3. Прокатный стан RT600

осуществляется от электродвигателя 2 через ременную передачу 3, редуктор 1, муфту 8, шестеренную клетку 7 и шпинделя 4 и 6. Компонентно прокатный стан выполнен в виде двух агрегатов – привода и рабочей клетки (рис. 3). Привод представляет собой электродвигатель 7, сварную станину 6, редуктор 5 и шестеренную клетку 4. Рабочая клетка 3 установлена на собственной станине 1. Над валками закреплен бункер 2 со щекими, плотно прижатыми к торцам бочки валков.

Особенность конструкции прокатного стана RT600 заключается в его рабочей клетке (рис. 4). Ее базовыми деталями являются две плиты 10, выполненные из толстолистовой стали с наваренными бобышками в местах расточки отверстий под подшипники 6 и 9 валов 7, на которых посажены бочки валков 8. Плиты стянуты шпильками 5 с распорными трубами. Подшипники верхнего валка установлены непосредственно в расточки плит, нижнего (регулируемого) – в эксцентрично выполненные втулки 1, на выступающие концы которых посажены втулки рычагов 4. Поворотом связанных между собой рычагов с эксцентриковыми втулками осуществляется регулировка межвалкового зазора, толщины и плотности уплотняемого в валках материала. Фиксирование положения эксцентриковых втулок, а

следовательно, и раствора валков, осуществляется сухарями 2, стягиваемыми винтом 3.

Для обеспечения постоянного заднего подпора прокатываемого материала на валки и удобства удаления продуктов обработки рабочая клеть установлена на наклонные под углом 30° к горизонту балки.

Технологический комплекс изготовлен на УП «Завод политехник» БНТУ и эксплуатируется на ГЗОЦМ «Сплав» (г. Гай, Россия).

Производительность комплекса при размоле медьсодержащих шлаков – 500 или 750 кг/ч при оснащении двигателями с частотой вращения ротора соответственно 950 или 1450 об/мин (5,5 или 7,0 кВт).

Проведенная на стадии испытания контрольно-балансовая плавка показала, что измельчение шлака в валках перед воздушной сепарацией позволило увеличить содержание металлической составляющей в переработанном концентрате с 56 до 85,5%, т.е. в 1,5 раза.

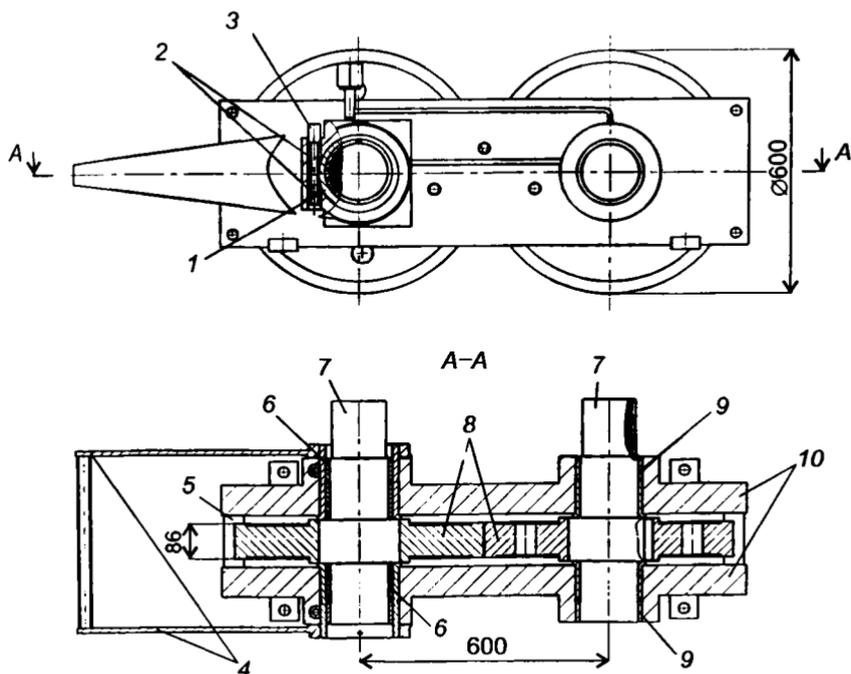


Рис. 4. Рабочая клеть прокатного стана RT600

Техническая характеристика прокатного стана RT600

Тип	Двухвалковый
Валки:	
диаметр бочки, мм	600
длина бочки, мм	85
Частота вращения валков, об/мин	1,5/2,25
Толщина проката, мм	3...9
Привод:	
мощность, кВт	5,5/7,0
частота вращения ротора, об/мин	950/1450
Габаритные размеры, мм:	
длина	2530
ширина	1500
высота	2000
Масса, кг	4000
Габариты эстакады (без приемных бункеров), мм:	
длина	3400
ширина	2400
высота	4100

ЛИТЕРАТУРА

1. *Купряков, Ю.П.* Шлаки медеплавильного производства и их переработка / Ю.П. Купряков. М.: Металлургия. 1987. 201 с.
2. *Корюкин, Е.Б.* Флотационно-магнитная схема переработки конвертерных шлаков / Е.Б. Корюкин, С.Н. Литовских, О.В. Киреев // Цветные металлы. 2002. № 8. С. 18 – 20.
3. *Гречко, А.В.* Барботажная пирометаллургическая переработка отходов различных промышленных производств / А.В. Гречко, В.М. Парецкий, А.Д. Бессер // Цветные металлы. 2005. № 1. С. 42 – 44.
4. *Сиденко, П.М.* Измельчение в химической промышленности / П.М. Сиденко. М.: Химия, 1968. 382 с.
5. *Ложечников, Е.Б.* Прокатка в порошковой металлургии / Е.Б. Ложечников. М.: Металлургия, 1987. 184 с.
6. *Ложечников, Е.Б.* Переработка промышленных отходов в валковых мельницах / Е.Б. Ложечников, А.В. Бусел // Ресурсосберегающие и экономически чистые технологии: в 2 т. Т. 1. Труды науч.-техн. конф. Гродно, 1995. С. 165 – 170.

УДК 621.745.669.13

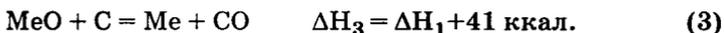
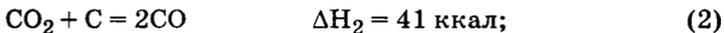
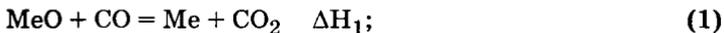
А.Г. СЛУЦКИЙ, канд. техн. наук, В.А. СМЕТКИН, канд. пед. наук,
О.А. СЛУЦКАЯ, В.Г. ПАВЛОВИЧ (БНТУ),
Р.Э. ТРУБИЦКИЙ (ОАО «Лидский ЛМЗ»)

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ВОССТАНОВЛЕНИЯ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ ПРИ ВЫПЛАВКЕ ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ

Процессы легирования железоуглеродистых сплавов находят широкое применение в металлургии и литейном производстве. Перспективным направлением является разработка ресурсосберегающих технологий экономного легирования сплавов за счет вто-

ричных ресурсов и отходов. Анализ показал, что в состав многих материалов входят ценные легирующие элементы в виде соединений. В этой связи научный и практический интерес представляет проведение термодинамических исследований по восстановлению легирующих элементов в процессе высокотемпературной плавки.

В качестве восстановителей наиболее широко используются газы, обладающие высоким химическим сродством к кислороду (CO , H_2), металлы, образующие прочные оксиды (Al , Si , Mg), а также твердый углерод. Восстановление оксидов металлов твердым углеродом протекает через газовую фазу по следующим реакциям:



Поскольку для реакций (1) и (2) газовая фаза состоит из одних и тех же компонентов (CO_2 и CO), условие равновесия реакции (3) – одинаковый состав газовой смеси $\text{CO}_2 - \text{CO}$ в данной системе. Для случая, когда металл, оксид и углерод являются твердой конденсированной фазой, равновесие реакции (1) характеризуется одной степенью свободы ($C = 3 - 4 + 2 = 1$) и зависит от температуры либо давления. Metallургические процессы в большинстве случаев протекают при постоянном давлении, и рассматриваемая система в этом случае является безвариантной. Температура, при которой реакция (3) находится в равновесии, имеет строго определенное значение. Ее называют температурой начала восстановления ($T_{\text{н.в}}$) металла из оксида твердым углеродом. В металлургических расчетах используют два метода.

По первому методу определяют зависимость равновесного состава газовой смеси ($\text{CO}_2 - \text{CO}$) для реакций (1), (2) как функцию температуры. Этот метод расчета является громоздким.

В данной работе использован метод расчета, основанный на том, что температура начала восстановления металла твердым углеродом соответствует температуре, при которой химическое сродство восстанавливаемого металла к кислороду и химическое сродство углерода к кислороду одинаковы [1]. При условии, когда активности металла и оксида равны единице, химическое сродство металла и углерода к кислороду оценивается величиной ΔG^0 для реакций образования MeO и CO :



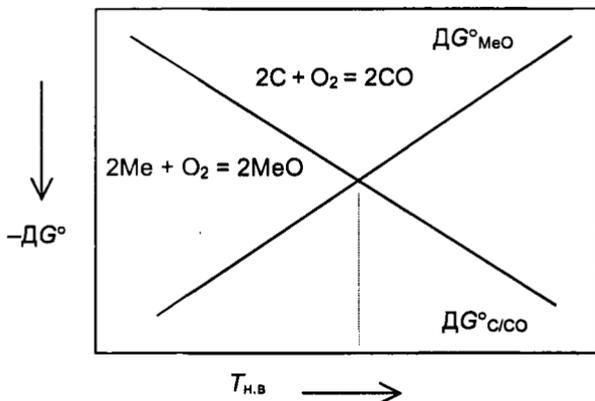


Рис. 1. Графический метод определения температуры начала восстановления ($T_{н.в.}$) металлов твердым углеродом

На рис. 1 приведена зависимость ΔG°_{MeO} и $\Delta G^{\circ}_{C/Co}$ от температуры и схема определения температуры начала восстановления металла углеродом. Как следует из рисунка, линии пересекаются при определенной температуре, которая соответствует равенству $\Delta G^{\circ}_{MeO} = \Delta G^{\circ}_{C/Co}$.

Значения $T_{н.в.}$ могут быть найдены и аналитическим методом по следующей формуле [1]:

$$T_{н.в.} = \frac{M_2 - M_1}{N_1 - N_2 + 38,3 \left(\frac{2}{y} \lg a_{(Me_xO_y)} \right) - \frac{x}{y} \lg \bar{b}_{[Me]} - \lg P}, \quad (4)$$

где M_1, M_2, N_1, N_2 – коэффициенты, которые берутся из таблиц температурной зависимости ΔG° для соответствующих реакций; $a_{(Me_xO_y)}$ – активность оксида металла Me_xO_y ; $\bar{b}_{[Me]}$ – активность восстановленного металла; P – давление в системе.

При условии, когда $P = \text{const}$, $a_{(Me_xO_y)} = 1$, $\bar{b}_{[Me]} = 1$, формула (4) упрощается:

$$T_{н.в.} = \frac{M_2 - M_1}{N_1 - N_2}.$$

Результаты расчетов температуры начала восстановления ряда легирующих элементов представлены в табл. 1.

Расчетные значения $T_{н.в}$, К

Метод	Восстанавливаемый металл				
	Медь	Никель	Ванадий	Хром	Титан
Графический	360	750	1540	1510	1980
Аналитический	363	748	1535	1505	1973

С целью проверки получаемых расчетных данных в лабораторных условиях были проведены исследования процесса восстановления из оксидов ряда цветных металлов твердым углеродом.

Установка для проведения опытов состояла из электрической печи, реакционной трубки, манометра, термопары и потенциометра. В лодочку засыпали смесь оксида исследуемого металла и углерода (с избытком). Поддерживая равномерный нагрев печи (10... 15 °С/мин), через определенное время фиксировали показания манометра. Начало восстановления металла сопровождалось резким выделением газа СО. Установлено, что температура начала восстановления таких металлов, как медь, никель, оказалась близкой к расчетной и составила соответственно 360 и 750 К. Анализ теоретических и экспериментальных исследований показал, что для никеля и особенно для меди температура начала восстановления твердым углеродом невысокая, значит, эти легирующие элементы можно легко восстанавливать в процессе нагрева шихты в плавильной печи.

Полученные результаты были использованы при разработке технологии экономного легирования гильзового чугуна медью, выплавляемого в индукционных печах ОАО «Лидский литейно-механический завод». Для обеспечения требуемой микроструктуры и свойств отливок используют комплексное легирование расплава медью, ванадием, хромом, никелем, титаном, фосфором и другими элементами. На данном заводе совместно со специалистами БНТУ ранее были проведены исследования по разработке технологии экономного легирования чугуна никелем и ванадием. В настоящее время руководством предприятий поставлена задача найти замену дорогостоящей катодной меди. Анализ местных сырьевых ресурсов и смежных технологий позволил выявить источники медьсодержащих отходов (табл. 2).

Источники и состав медьсодержащих отходов

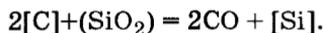
Отходы	Источник образования	Содержание компонентов, %		
		Медь	Оксиды меди	Остальное
Отработанные катализаторы	Химическая промышленность	–	58...62	MgO
Шламы	Гальваническое производство	–	70...75	2,5 SiO ₂ , 1,5 NiO, Al ₂ O ₃
Медьсодержащие шлаки	Литейное производство сплавов на основе меди	24...26	12...14	11 SiO ₂ , 5 Fe ₂ O ₃ , 1,9 SnO, 9,5 ZnO, 5,6 PbO

Из таблицы видно, что в отходах содержится достаточно большое количество меди, причем часть ее находится как в химически связанном состоянии, так и в свободном (например, в гальванических шлаках и отработанных катализаторах медь присутствует полностью в виде оксидов). Для проведения лабораторных и заводских испытаний были изготовлены легирующие присадки, имеющие в своем составе медьсодержащие отходы, углерод и флюсующие добавки. Расчеты распределения меди между шлаком и металлом по реакциям восстановления кремнием и углеродом жидкого чугуна свидетельствуют о том, что при всех температурах плавки с точки зрения термодинамики следует ожидать полного (близкого к 100%) усвоения меди из оксидов [2]. Значения констант реакций оксида меди с углеродом и кремнием для жидкого чугуна можно рассчитать по формулам:

$$\lg K_C = \lg \frac{\bar{a}_{\text{Cu}} P_{\text{CO}}}{\bar{a}_{\text{C}} \bar{a}_{\text{(CuO)}}} = -\frac{8492}{T} + 11,84;$$

$$\lg K_{\text{Si}} = \lg \frac{\bar{a}_{\text{Cu}} [\bar{a}_{\text{(SiO}_2\text{)}}]^{1/2}}{[\bar{a}_{\text{(Si)}}]^{1/2} \bar{a}_{\text{(CuO)}}} = \frac{5954}{T} + 37.$$

При низких температурах более активно происходит восстановление за счет кремния, при высоких – благодаря углероду. Область перехода соответствует температуре равновесия тигельной реакции, зависит от соотношения углерода и кремния в чугуне и составляет 1380...1400 °C [2]:



В реальных условиях плавки и легирования чугуна в индукционных тигельных печах полное восстановление меди из оксидов невозможно вследствие кинетического торможения процесса. Известно, что усвоение легирующих элементов во многом зависит от

реологических свойств шлаковой фазы. Максимальной жидкотекучестью обладают хорошо перегретые шлаки при электродуговой плавке. Это обеспечивает достаточно высокое извлечение из оксидов даже такого трудновосстановимого элемента, как ванадий [3]. Шлаки при индукционном переплаве вследствие невысокой электропроводности имеют низкую температуру и высокую вязкость, что затрудняет протекание окислительно-восстановительных реакций между металлической и оксидной жидкими фазами.

В лабораторных условиях проведены исследования процессов легирования чугуна медью с использованием отходов. Эксперименты проводили в печи сопротивления, когда в расплав массой 500 г при температуре 1400 °С вводили одинаковое количество медьсодержащих материалов. Результаты приведены в табл. 3.

Таблица 3

Зависимость эффективности легирования медью при плавке чугуна в печи сопротивления (величина добавки 1%, температура 1400 °С) от способа ввода отходов

Способ ввода медьсодержащих отходов	Содержание элементов, %				Усвоение, %
	Углерод	Кремний	Медь		
			фактическое	расчетное	
Исходный чугун	3,31	1,92	0,1	—	—
На зеркало жидкого металла	3,26	1,87	0,26	0,5	50
В металлозавалку	3,22	1,83	0,4	0,5	82
В металлозавалку в виде смеси отходов с углеродом	3,32	1,90	0,46	0,5	92

Плавка в печи сопротивления включала перегрев расплава до заданной температуры, введение в него расчетного количества медьсодержащей присадки, активное перемешивание в течение 5 мин и ускоренное охлаждение на воздухе. Из полученных результатов следует, что степень восстановления меди при введении отработанных катализаторов в зависимости от способа ввода колеблется в пределах 50...90%. Максимальный эффект получен при использовании легирующей присадки в виде смеси катализаторов и порошкообразного углерода. При этом содержание в чугуне кремния и углерода практически не изменилось. При добавках в твердую шихту только отработанных катализаторов усвоение меди достаточно высокое, но ниже расчетного. При этом концентрация углерода и кремния снижается, так как эти элементы расходуются на процесс восстановления меди.

При плавке гильзового чугуна в индукционной печи ИСТ-006 с «холодными» шлаками испытывали два варианта технологии. В первом случае медьсодержащие отходы вводили в чистом виде как в твердую завалку, так и на зеркало жидкого чугуна, во втором —

в виде смеси отходов с углеродом. При добавках присадок на зеркало металла предварительно скачивали первичный шлак. Наиболее предпочтительной является технология плавки, когда медьсодержащие отходы загружаются непосредственно в шихту в виде смеси с углеродом. При этом способе усвоение меди достигает 86% [4].

Проведенные исследования позволили предложить ОАО «Лидский ЛМЗ» состав шихты для выплавки экономнолегированного медью гильзового чугуна. Она отличается от традиционной тем, что дорогостоящая катодная медь заменена легирующей присадкой. В качестве исходных материалов использовали предварительно измельченные шлак от выплавки бронзы и древесный уголь в соотношении 50:1.

Опытные плавки осуществляли в промышленной индукционной печи ИЧТ-1. Испытывали вариант загрузки легирующей смеси в составе металлозавалки. Для получения требуемой концентрации в чугуне меди (0,5...0,7%) величина добавки легирующей присадки составляла 1,5% от массы шихты. Контролировали в ходе плавки химический состав металла, твердость отливок и их микроструктуру.

Анализ результатов показал, что по содержанию меди отливки соответствовали техническим требованиям. При этом твердость чугуна составляла 223...241 НВ. Микроструктура металлической основы, форма, распределение и количество графита, фосфидной эвтектики также соответствовали техническим требованиям.

На УПП «Универсал-Лит» проведены испытания легирующей присадки на основе оксида никеля при получении высокомарганцевистой стали 110Г13Л. Опытная плавка осуществлялась в дуговой электропечи с основной футеровкой вместимостью 8 т. Никельсодержащая присадка в количестве 1,3% вводилась на зеркало жидкой стали после скачивания первичного шлака. Химический анализ показал, что степень восстановления никеля составляет 75%.

Таким образом, в результате теоретических и экспериментальных исследований предложен способ выплавки экономнолегированных медью и никелем чугуна и стали. Внедрение данной технологии позволит не только повысить качественные характеристики литых заготовок, но и сократить затраты на легирование за счет использования вторичных материалов.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Казачков, Е.Л.* Расчеты по теории металлургических процессов / Е.Л. Казачков. М.: Металлургия, 1988. 288 с.
2. Экономное легирование железоуглеродистых сплавов / С.Н. Леках [и др.]. Мн.: Наука и техника, 1996. 173 с.
3. Плавка серых чугунов с ванадийсодержащей шлакометаллической фракцией / Д.Н. Худокормов [и др.] // Литейное производство. 1982. № 9. С. 4 – 5.
4. *Слуцкий, А.Г.* Исследование особенностей легирования гильзового чугуна медьсодержащими отходами / А.Г. Слуцкий, Р.Э. Трубицкий, В.А. Сметкин // Литье и металлургия. 2005. № 2. С. 113 – 116.

ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

УДК 621.746

В.А. МАТОЧКИН, канд. техн. наук,
Д.Н. АНДРИАНОВ, канд. техн. наук,
В.Н. ПРОХОРЕНКО (РУП «БМЗ»)

ПЕРСПЕКТИВЫ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ НОВЫХ ТЕХНОЛОГИЙ НЕПРЕРЫВНОЙ РАЗЛИВКИ СТАЛИ В УСЛОВИЯХ РУП «БМЗ»

Введение. В связи с программой модернизации сталеплавильного производства на РУП «БМЗ» целесообразно акцентировать внимание на факторах, которые не в полной мере учитываются при эксплуатации агрегатов в действующих цехах. Принятые и осуществляемые проекты решают в основном проблемы текущего момента без должного учета ближайшей перспективы. Между тем в последние 20 лет в металлургии происходят серьезные изменения как в технологии, так и в конструкциях основного оборудования, постоянно ужесточаются требования потребителей к содержанию вредных примесей и неметаллических включений, а также свойствам металлопродукции. Поэтому при определении технологических и конструктивных параметров модернизации агрегатов необходимо учитывать современные научно-технические разработки в этой области.

Эффективность непрерывной разливки в значительной степени зависит от стабильности физико-химического состояния расплава, которое формируется при движении металла от выпуска жидкой стали в ковш, через агрегат внепечной обработки, далее в промежуточный ковш и кристаллизатор. Не останавливаясь на известных технологических приемах внепечной обработки расплава, считаем целесообразным уделить внимание вопросам, связанным с машиной непрерывного литья заготовок (МНЛЗ).

За последние годы произошли существенные изменения в конструкции и функциональных возможностях основного технологического оборудования МНЛЗ, начиная с промежуточного ковша.

Длительное время функция промежуточного ковша ограничивалась приемом жидкого металла из сталеплавильного ковша и распределением его по ручьям машины. При этом решались задачи минимизации потерь теплоты, предотвращения вторичного окис-

ления и затягивания неметаллических включений в канал разливочного стакана, в какой-то степени усреднения химического состава и температуры и др. В настоящее время промежуточный ковш – это дополнительная самостоятельная реакционная емкость, в которой рафинируют, модифицируют и микролегируют сталь.

Существуют различные способы достижения высокого уровня технологического процесса МНЛЗ: подогрев металла в промковше, автоматизация технологического процесса, виброобработка стали в кристаллизаторе и др. Рассмотрим возможности, достоинства и недостатки этих способов.

Подогрев металла в промковше. В мировой практике (Япония, Германия, Англия, США) в последнее десятилетие ведутся исследования в направлении расширения технологических функций и повышения эффективности работы промежуточного ковша (ПК). Одной из важнейших функций ПК является регулирование в возможно более узких пределах температуры металла, поступающего в кристаллизатор, с целью обеспечения оптимальной температуры его перегрева выше температуры ликвидус [1, 2].

Японские исследователи провели изучение макроструктуры непрерывных слитков сечением 110×110 мм из стали с содержанием углерода 0,60...0,64%, отлитых при различных температурах металла в ПК. При высокой температуре разлива (1550 °С) образовывалась развитая столбчатая структура, в центре осевой части слитка возникала раковина и местами отчетливо просматривались мосты, наблюдались прямая и обратная ликвации. На границе раздела обратной и прямой ликваций обнаруживали V-образную ликвацию. Для средней температуры разлива (1523 °С) было характерно образование равноосных кристаллов, а ликвация была менее выражена. При низкой температуре разлива (1487 °С) макроструктура полностью состояла из равноосных кристаллов, усадочная раковина отсутствовала, пористость уменьшилась, перейдя в диффузионную форму, V-образная ликвация также приобрела диффузионный характер (рис. 1). Было установлено, что снижение интенсивности вторичного охлаждения приводит к уменьшению зоны столбчатой кристаллизации и увеличению зоны равноосных кристаллов в осевой части слитка. При этом в слитках из сталей с ограниченным интервалом кристаллизации происходило заметное рассредоточение осевой пористости и осевой ликвации [3].

Для обеспечения оптимальной температуры перегрева выше температуры ликвидус за рубежом наибольшее развитие получили два направления: 1) различные варианты индукционного нагрева металла в ПК; 2) нагрев под воздействием дугового или плазменно-дугового разряда. Второй вариант обеспечивает ряд технологических, технических и экономических преимуществ по сравнению с первым.

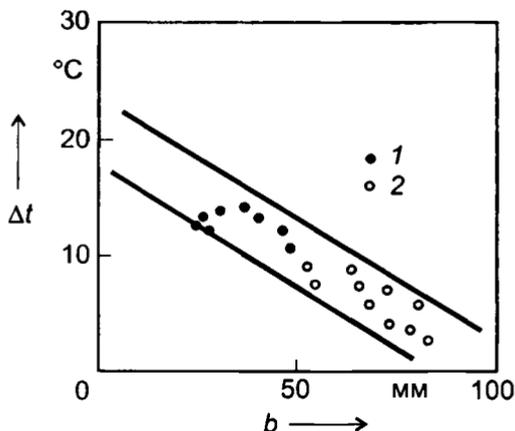


Рис. 1. Зависимость макроструктуры и ликвации от перегрева металла в промежуточном ковше Δt (b – ширина зоны равноосных кристаллов):
 1 – присутствие V-образной ликвации; 2 – отсутствие V-образной ликвации

Нагреватель плазменно-дугового разряда позволяет достаточно гибко и в широких пределах регулировать подводимую к металлу мощность, при определенных условиях обеспечивать его перемешивание, осуществлять локальный нагрев металла в пределах данной секции ПК, при работе с подачей плазмообразующего газа (в режиме плазмотрона) создавать контролируруемую атмосферу, нагревать и активизировать шлак [4].

Дуговые и плазменные нагреватели могут работать от сети как переменного, так и постоянного тока [4, 5].

Основные требования к дуговому (плазменному) нагревателю для ПК:

- достаточная для компенсации максимальных тепловых потерь (при смене сталеразливочного ковша) мощность нагрева;
- возможность регулирования температуры металла, поступающего в кристаллизатор, в пределах ± 5 °С;
- отсутствие загрязнения металла материалом электрода и газовыми примесями;
- возможность контроля уровня металла в ПК по напряжению дуги;
- возможность работы на короткой дуге (50...150 мм) основное время разливки и увеличение длины дуги (до 250...350 мм) после смены ПК и сталеразливочного ковша;
- надежная работа нагревателя в течение всей серии разливаемых плавков.

При выборе электропитания для дугового нагревателя ПЖ предпочтение отдано постоянному току, так как при этом дуговой (либо плазменный) разряд имеет ряд известных специфических преимуществ [6, 7], основными из которых являются: отсутствие периодического изменения полярности дуги (эмиттером разряда – катодом – при этом служит сводовый графитовый электрод либо плазмотрон, а не электрод или нагреваемый металл попеременно); использование одного сводового электрода (плазмотрона) вместо трех при нагреве трехфазной дугой переменного тока; прохождение рабочего тока по объему ванны от анодного (подового) электрода к дуге; отсутствие скин-эффекта при прохождении по проводнику постоянного тока; минимальная индуктивность короткой сети. Эти отличия позволяют обеспечить ряд важных преимуществ при решении вопросов технологии, экономики, экологии, условий труда обслуживающего персонала и др.

Для определения оптимального типа нагревателя предпочтение отдается плазмотрону с графитовым катодом (ПЖК). Он представляет собой полый металлический водоохлаждаемый штوك электрододержателя с закрепленным на его рабочем торце полым графитовым катодом. Через полость плазмотрона подается плазмообразующий газ (обычно аргон) с расходом 10...20 м³/ч. ПЖК надежен, позволяет работать на короткой (до 50...70 мм) дуге, активизирует нежелательные газовые примеси в атмосфере ПЖ, допускает примерно вдвое большую плотность тока на катоде, чем на обычном графитовом электроде, обеспечивает втрое меньший расход графита и соответственно минимальное загрязнение расплава углеродом [6, 8]. Кроме того, ПЖК позволяет в случае необходимости обрабатывать металл в ПЖ активными пылевыми и газовыми реагентами, подаваемыми через плазмотрон.

Исследование особенностей работы ПЖК проводили на плавильных лабораторных и промышленных печах в условиях, близких к условиям нагрева металла в ПЖ. В качестве плазмообразующего газа использовали в основном аргон. Было установлено, что энергетически наиболее выгодна работа на дугах длиной 70...150 мм (нижний предел определяется изменением уровня металлической ванны при продувке ее аргоном). Работа на более длинных (200...350 мм) дугах целесообразна только в начальный период нагрева после смены сталеразливочного или промежуточного ковша для прогрева футеровки.

В качестве плазмообразующего газа можно использовать также азот (когда это допускается требованиями к качеству металла). В этом случае повышается экономичность и улучшаются энергетические характеристики нагрева, градиент напряжения повышается до 10 В на 1 см длины дуги.

Расход графитового катода диаметром 200 мм при силе тока до 15 кА не превышает 1,2 кг/ч, что примерно втрое ниже, чем для сплошного графитового электрода в условиях дуги постоянного тока, и практически на порядок меньше, чем при нагреве дугой переменного тока. Длительность работы такого катода до срабатывания – не менее 20 ч.

Результаты расчетов и данные экспериментов показали, что возможное науглероживание металла не может превышать 0,0003% для рассматриваемых условий даже при допущении поступления в металл всего расходуемого графита. Реально в металл при длине дуги 50 .. 100 мм может перейти не более 10% расходуемого графита, т.е. возможное науглероживание 350 т жидкого металла не превысит 0,0001%.

При градиенте напряжения в столбе разряда 8 В/см регулятор обеспечивает постоянство напряжения на разряде в пределах 3... 4 В. В пределах 5 мм поддерживается постоянство длины дуги. Таким образом, контроль уровня металла в ПК возможен с такой же точностью по перемещению штока электрододержателя.

Вероятность насыщения металла азотом, поступающим вместе с аргоном (чистота аргона 99,9%), ничтожно мала: она измеряется сотысячными долями процента. Возможность регулирования температуры поступающего в кристаллизатор металла в пределах ± 4 °С подтверждена экспериментально.

Приведенные результаты исследований подтверждают обоснованность выбора ПГК в качестве оптимального варианта для нагрева металла в ПК.

Конструкция подового электрода для ПК. Проблема создания подового электрода для ПК МНЛЗ может быть решена двумя способами: 1) подключение положительного полюса источника непосредственно к кристаллизатору или к вытягиваемой заготовке; 2) установка в нижней части стенки ПК или подине специального подового электрода. В первом случае ток проходит от положительного полюса источника по цепи кристаллизатор – заготовка – струя металла – ванна – дуга. Такая схема, конструктивно менее сложная, используется, в частности, в горизонтальных МНЛЗ фирмы «Маннесманн Демаг Хюттентехник» (MDH). Однако опыт эксплуатации этой схемы невелик, и нагреватели MDH имеют меньшую мощность и токовую нагрузку. Кроме того, такая схема вносит определенные технологические ограничения, поскольку электрическая цепь замыкается только при непрерывном истечении струи металла в кристаллизатор, т.е. нагреватель не может быть использован, например, для предварительного нагрева футеровки ПК и т.д.

Результатом комплекса работ явилась конструкция неводоохлаждаемого пластинчатого металлокерамического подового электрода. Использование подового электрода не исключает возможнос-

ти применения первой схемы – подключения анодной шины к кристаллизатору (в случае подтверждения ее работоспособности на практике).

В приемной секции должен обеспечиваться максимальный барботаж металла. Интенсивная продувка аргоном способствует значительному теплообмену, завершению реакций обезуглероживания, удалению азота и водорода, эффективному использованию раскислителей, вводимых в металл на предварительных стадиях, укрупнению неметаллических включений. Однако при этом не создаются оптимальные условия для их удаления в шлаковую фазу, что объясняется неконтролируемыми гидродинамическими потоками в ванне.

Автоматизация технологического процесса. Для достижения высокого уровня технологического процесса используется автоматизация непрерывной разливки, которая приобретает все более комплексный характер. Разработка совершенных систем управления качеством продукции дает возможность полнее использовать потенциал имеющихся агрегатов и оборудования.

Фирма «ФАИ» (Австрия) работает в области автоматизации машин непрерывного литья заготовок с начала 80-х годов XX в., постоянно совершенствуя системы управления технологическими процессами, а также создавая модели процесса и так называемые накопители данных, что способствовало существенному улучшению качества непрерывнолитых заготовок. Выполнены и другие важные разработки. Например, в распоряжении пользователя появились модульные решения, которые ускоряют сроки реализации проектов, улучшают надежность системы и обеспечивают большую гибкость при модернизации действующих МНЛЗ. Кроме того, достижения в области передачи данных по сетям и глобальных коммуникаций открывают новые возможности для оказания технического содействия покупателю и его обслуживания. Возрастающие требования к качеству заготовки и конечной продукции диктуют необходимость оперативного компьютерного обеспечения для оптимизации технологического процесса. Безусловно, новые разработки в области АСУТП и их оптимизация, а также в системах управления качеством и объединение этих систем в единый комплекс с планированием производства будут способствовать выпуску бездефектной продукции. Наряду с этим использование накопителей данных и усложненных способов их оценки обеспечивает углубление знаний о технологическом процессе или ноу-хау.

Здесь рассматривается несколько аспектов автоматизации МНЛЗ: новые системы управления технологическим процессом; математическое моделирование; накопители данных о качестве; концепция «подключайся и разливай» на МНЛЗ; новый подход к реализации проекта и оперативное обслуживание покупателей.

Системы управления технологическим процессом регулируют уровень металла в кристаллизаторе и составляют основу автоматизированного управления. Следует выделить две последние разработки отделов автоматизации, техники и технологии фирмы «ФАИ» – системы «Моулд-эксперт» и АСТК (автоматическая система регулирования конусности слитка).

Система «Моулд-эксперт» обеспечивает более полную информацию, на основе которой можно разработать новые технологические приемы и установить пороговые значения для подачи аварийных сигналов, что обеспечит большую стабильность процесса. Основные функции системы – текущий контроль за температурой и механизмом качания кристаллизатора, предотвращение прорывов жидкого металла, расчет теплового потока и трения. На монитор основного процесса поступает информация о различных функциях, а также картина условий процесса внутри кристаллизатора. Эффективное использование разливочного порошка как на мениске, так и в области зазора между слитком и кристаллизатором определяет качество процесса разливки. Взаимодействие поверхности оболочки слитка и медных плит кристаллизатора может быть рассмотрено как трение кристаллизатора. Сила трения количественно описывает поведение порошка в ходе процесса разливки.

Система регулирования конусности слитка АСТК спроектирована с целью уменьшения сегрегации по его центральной оси. Она направлена на компенсацию термической усадки в размягченной области слитка с помощью гидравлически регулируемых сегментов SMART (система моментального автоматического регулирования толщины), которые составляют основу для обеспечения полностью динамической системы вытягивания слитка. Кроме уже испытанной в эксплуатации механической конструкции этих сегментов и использования простого и стабильно работающего гидравлического оборудования необходима надежная и устойчивая система автоматизации. Заданные значения профиля зазора определяются из картины температурного поля слитка, рассчитанного с использованием модели слежения за тепловым состоянием и устройств регулирования зазора для плавного его уменьшения. Расчет учитывает местоположение зазора и длину размягченной области слитка, в котором сталь пребывает в жидко-твердом состоянии.

Непрерывная разливка – один из наиболее сложных процессов в производстве стали. За последние годы в мире были предприняты немалые усилия для описания процесса с использованием различных математических моделей. В ряде областей были получены многообещающие результаты для моделей, проверенных физическим моделированием и фактически измеренными данными.

В условиях быстрого роста компьютерных мощностей в течение нескольких последних лет разрабатывались все более сложные математические модели. Усовершенствованные модели могут быть использованы для оперативного управления процессом и его оптимизации.

Благодаря измерениям с помощью новых разработанных датчиков в кристаллизаторе появляется дополнительная оперативная информация о процессе затвердевания, что, в свою очередь, служит стимулом для поиска новых подходов к математическому моделированию.

Работа в настоящее время сосредоточена на использовании последних результатов исследования математических моделей, направленных на улучшение эффективности производства стали, например математических моделей, определяющих температуру непрерывнолитого слитка различного марочного состава.

Дальнейшие разработки в этой области направлены в основном на моделирование образования включений и трещин в процессе разлива. Такие модели применяются для уточнения имеющейся системы прогнозирования дефектов, основанной на статистике. Знания, полученные посредством моделирования, могут быть использованы для совершенствования технологии разлива и подавления образования дефектов.

В 1997 г. специализированный накопитель данных о качестве для процессов выплавки стали и непрерывной разлива был разработан и внедрен фирмой «ФАИ» на заводе «Эрдемир» в Турции. Система «ФАИ-Ку Дискавери» установлена уже на трех металлургических заводах и намечается к внедрению еще на четырех предприятиях. Система включает данные о качестве и технологическом процессе, полученные на основе производственных процессов выплавки стали и непрерывной разлива, на основании которых затем совершенствуется производство.

В 1998 г. австрийская компания «Фест-Альпине Шталь Линц» (ФАШЛ) и фирма «ФАИ» начали совместную разработку накопителя данных о качестве «ФАИ-Ку Дискавери» для всего предприятия. Эта система была введена в эксплуатацию весной 2000 г. на линии технического контроля и линии лужения на ФАШЛе. Вслед за опытной установкой планируется ее комплексное внедрение по всей технологической цепочке. Комплексные функции накопителя данных общезаводской системы будут оказывать содействие в таких областях управления качеством, как документирование процесса и данных испытания качества, прослеживание процесса производства продукции в случае рекламации от покупателей, разработка технологического процесса, подготовка сертификатов качества. Благодаря этой системе обеспечивается бесперебойное прослеживание потока металла на всех этапах технологического

процесса, начиная от непрерывной разливки стали и заканчивая линией ее обработки. Она собирает и архивирует результаты испытаний качества, а также объединяет эти данные с документацией технологического процесса.

В качестве части разработки системы требуются специализированные алгоритмы, например для прослеживания дефектов, обнаруженных в сечении холоднокатаной полосы, до той части сляба, из которой она была изготовлена. При этом алгоритмы должны учитывать удлинение, перемотку и резку или кантовку продукции.

Совершенно очевидно, что наличие накопителя, содержащего данные каждого этапа технологического процесса, значительно облегчит разработку и оптимизацию производства в общезаводском масштабе. Такая система, разработанная с использованием технологии Интернета, откроет новые перспективы в улучшении качества продукции и существенно повысит эффективность решения всех задач, связанных с его гарантией. Разработка системы «ФАИ-Ку Дискавери» управления качеством полосы для стана горячей прокатки в 1996 – 1999 гг. стала заметной вехой в ее внедрении.

Недавно фирма «ФАИ» внедрила новую конфигурацию системы для управления технологическими процессами в непрерывной разливке стали – систему рассредоточенных модулей. Она основана на отдельных автономных системах программируемых логических контроллеров или персональных компьютеров для разных участков управления. Каждый компонент подключен к устройству сбора данных, которое объединяет отдельные установки в одну систему и обеспечивает данные для человеко-машинного интерфейса, а также для сообщения с системой автоматизации уровня L2. Блоки оборудованы специальными интеллектуальными и операционными системами и могут функционировать как автономные устройства для целей испытаний или профилактического ухода и т.п. Блоки стандартизируются и могут быть использованы в разных сочетаниях там, где требуется техническое и программное обеспечение для автоматизации оборудования. Такой подход позволяет быстро начать эксплуатацию МНЛЗ. Примерами отдельных блоков для схемы «подключайся и разливай» могут служить устройство качания кристаллизатора «Динафлекс», система гидравлического регулирования ширины кристаллизатора и автоматизации уровня L2.

Устройство качания кристаллизатора «Динафлекс» может служить в качестве автономной установки (для модернизации) или быть встроено в систему рассредоточенных компонентов. Настройка выполняется непосредственно со встроеного дисплея, который обеспечивает предварительную наладку и испытание полного устройства в цехе сборки, минимизируя таким образом испытание на рабочей площадке.

Основные характеристики системы управления устройством качания кристаллизатора – расчет задаваемых значений, генераций функций для синусоидальных и несинусоидальных значений, оперативное и автономное регулирование хода, управление качанием кристаллизатора и расчет трения. Для сбора данных и устранения неполадок устройство снабжено сервисным соединителем, который обеспечивает сводку сигналов технологического процесса для последующего анализа. В будущем предусматривается дистанционный доступ.

Устройство гидравлического регулирования ширины кристаллизатора пригодно как для новых МНЛЗ, так и для модернизации типовых кристаллизаторов с гидравлическими или электрическими приводами. Вся наладка и рабочая настройка выполняются напрямую с графического дисплея. На случай нестандартных ситуаций система управления оборудована экспертной системой, которая предназначена для корректировки ширины кристаллизатора и восстановления нормального режима работы.

Система автоматизации уровня L2 модульная, спроектирована с целью оптимизации технологического процесса и оборудована устройствами для комплексного сбора данных и выдачи информации оператору. Она включает модели процессов для динамичного вторичного охлаждения и другого технологического регулирования, а также для оптимизации выхода годного и управления качеством. Эта система показывает типичный дисплей уровня L2, на котором отражен общий обзор, включая наиболее важные данные о плавке, сталеразливочном и промежуточном ковшах и о непрерывнолитом слитке, в комбинированной текстовой и графической форме [3].

Существуют и другие системы автоматизации: система «Уровень», предназначенная для автоматического поддержания уровня металла в кристаллизаторе с точностью до ± 2 мм; информационно-измерительные системы «Качание» и «Подвисание», служащие для определения состояния механизма качания и кристаллизатора в период эксплуатации, для индикации параметров пространственной траектории кристаллизатора, амплитуды и частоты качания, сигналов-критериев, характеризующих режим работы шлака в кристаллизаторе, условий формирования корки слитка, визуализации на мониторе оператора теплового поля поверхности слитка и распространения области прилипания корки слитка к медным стенкам. Предусмотрена одновременная подача звуковой и световой сигнализации.

Установленные на механизме качания датчики прецизионно измеряют движение кристаллизатора по трем ортогональным осям и трем углам поворота вокруг этих осей. Другие прецизионные дат-

чки измеряют силы взаимодействия кристаллизатора и слитка. Результаты текущих измерений обрабатываются компьютерной системой за период качания кристаллизатора. Информация о ходе разлива в текстовом и графическом виде отображается на экране пультов, установленных на рабочих местах разлива и оператора МНЛЗ.

Текущие результаты работы комплекса сохраняются в архиве, визуализируются на электронных носителях информации и служат базой данных, необходимой для контроля и совершенствования технологии использования имеющегося оборудования. Через эту аппаратуру происходит обмен информацией с сетью более высокого уровня. Применение системы «Уровень» позволило улучшить качество поверхности заготовок и увеличить производительность МНЛЗ на 15% за счет увеличения скорости вытягивания заготовки.

Для работы с системой «Подвисяние» устанавливаются кристаллизаторы с вмонтированными термодатчиками и системами анализа работы кристаллизаторов, благодаря которым появилась возможность прогнозирования вероятных аварийных ситуаций, связанных с уточнением толщины корки слитка. Датчики, установленные в три ряда на расстоянии 168, 280 и 430 мм от верхней кромки медных пластин, позволяют контролировать распределение температуры по стенкам кристаллизатора в ходе процесса. В случае локального разогрева стенок системой предусмотрена звуковая и световая сигнализация с указанием места подвисяния на мониторе оператора. За четыре месяца работы системы зафиксировано шестнадцать подвисяний корки слитка, из них четыре были определены технологами одновременно с системой, а в двенадцати случаях система заранее сигнализировала технологу о возникновении зависания, что позволило принять меры для исключения аварийной ситуации.

Для улучшения качества слитков и оценки работы механизма качания и кристаллизатора широкое применение получили акселерометрические системы контроля движения кристаллизатора [9 – 11]. Авторы этих работ отмечали, что отклонения от заданных режимов качания в случае неvertикального движения кристаллизатора относительно его оси, а также возникновения угловых колебаний сопровождаются воздействием горизонтальных усилий на затвердевающую корку слитка.

Качественно новая информация, которую выдает система, – это информация о взаимодействии кристаллизатора и слитка. Установленное оборудование позволяет в результате обработки измерять отдельно составляющие трения: «сухую» (без жидкой фазы шлака) и «вязкую». Это открывает возможность объективно и опе-

ративно, основываясь на измерениях, определять эффективность работы шлакообразующей смеси в кристаллизаторе в конкретных условиях разливки, подбирать оптимальные скоростные режимы и наилучшие шлакообразующие смеси. Имея определенный запас «эталонной» шлакообразующей смеси данной марки, можно контролировать вновь поставляемые партии смесей этой марки по сравнительным замерам в стационарных режимах разливки.

Система позволяет подбирать режимы движения механизма качания (частоту, форму и размах колебаний) по минимуму взаимодействия слитка и кристаллизатора. На основе измерения взаимодействия кристаллизатора и слитка предсказываются дефекты на поверхности слитка (шлаковые включения, некоторые виды трещин). Анализируя величины сигналов-критериев, можно обнаружить как небольшие отклонения от нормы, не требующие принятия каких-либо специальных мер, так и дефекты, которые вызывают необходимость дополнительной обработки поверхности заготовок.

Вся перечисленная информация, получаемая от комплекса, требует дополнительной обработки применительно к конкретным условиям разливки с целью определения числовых значений сигналов-критериев, которые определяются в результате анализа данных, получаемых при разливке, и сопоставления их с фактическими результатами работы и качеством слябов.

Одним из показателей, вырабатываемых комплексом «Кристаллизатор-2000» и указывающих на качество поверхности слитка, служит сигнал-критерий «вибрация» («шлак»). Проводили сравнительный анализ величины сигнала-критерия «вибрация» и качества поверхности литой заготовки, отобрав 678 слябов. Из них 647 слябов от 74 плавов были отлиты в условиях, когда величина сигнала-критерия «вибрация» находилась в пределах 30...100%. На поверхности этих слябов дефекты не обнаружили. При осмотре 31 сляба выявили дефекты поверхности в виде шлаковых образований. Величина сигнала-критерия «вибрация» во время отливки этих слябов составляла 101...160%.

Виброобработка стали в кристаллизаторе. Еще одним методом получения качественного слитка является вибрационное воздействие на металл в кристаллизаторе.

При вибрационном воздействии на кристаллизующийся металл происходит увеличение скорости кристаллизации, уплотнение центральной зоны заготовки, значительно уменьшается ликвация.

Механизм воздействия вибрации на кристаллизующийся металл связывают с изменением температуры кристаллизации стали при увеличении давления в случае возникновения кавитации в слое, прилегающем к виброинструменту.

Температура и давление как внешние параметры определяют устойчивость системы. Увеличение давления в локальном объеме при схлопывании кавитационной полости способствует росту температуры кристаллизации, т.е. более раннему появлению центров кристаллизации. Так, например, при повышении давления на жидкое железо на 0,1 МПа температура кристаллизации возрастает на $3 \cdot 10^{-3}$ °С. Повышение давления при кавитации до тысяч атмосфер приводит к существенному изменению температуры кристаллизации. В области развитой кавитации давление во время схлопывания пузырька может составлять, например для воды, 1 МПа.

УралНИИчерметом совместно с Уралгипрометом и Нижнетагильским металлургическим комбинатом разработаны конструкция установки (рис. 2) и технология обработки стали вибрацией в кристаллизаторе сечением 250×1500 мм слябовой МНЛЗ с вводом виброинструмента в жидкий металл.

В процессе исследования обработку стали вибрацией проводили при частоте 1500...3000 колебаний в минуту и амплитуде 0,5...2,5 мм с вынуждающим усилием вибрации до 6 кН. Конструкция установки обеспечивает безопасную и безаварийную работу на рабочей площадке МНЛЗ. В качестве виброинструмента применяли специальные огнеупоры. В процессе исследования отрабатывали режим вибрации, глубину погружения виброинструмента в сталь 09Г2С, 10-15ХСНД, 28Х2М, 15К и СтЗсп. Сопоставление серных отпечатков с поперечных темплетов опытного и сравниваемого ме-

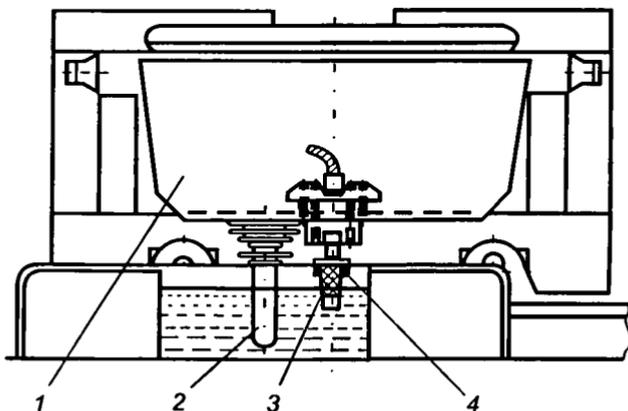


Рис. 2. Схема установки для обработки стали вибрацией в кристаллизаторе МНЛЗ:

1 – промежуточный ковш; 2 – погружной стакан; 3 – виброинструмент; 4 – держатель виброинструмента

талла (одной и разных плавок) показало значительное улучшение качества слябов, отлитых с виброобработкой металла при кристаллизации. При этом предел текучести листов толщиной 20 мм повысился на 7...8%, ударная вязкость при отрицательной температуре – на 8...9, после старения – на 8...30%.

С целью определения влияния вибрационной обработки на скорость кристаллизации стали провели исследование по известной методике. Для этого из сляба вырезали дорожки, которые подвергали горячему травлению для выявления дендритной структуры металла. По расстоянию между осями дендритов второго порядка вычисляли скорость кристаллизации на различном расстоянии от края широкой грани сляба. Увеличение скорости кристаллизации выше в зоне металла, примыкающей к виброинструменту.

Возмущение и внутренние волны передаются по всему объему кристаллизатора, что подтверждают результаты исследования процесса кристаллизации с использованием в качестве модельной жидкости салаола.

Промышленные исследования показали, что виброобработка стали в кристаллизаторе МНЛЗ позволит увеличивать скорость ее кристаллизации на 25...63%; при этом центральная зона слябов затвердевает с высокой степенью объемной кристаллизации.

По включениям оксидов и нитридов опытный металл отличается от обычного незначительно.

Влияние вибрации проявилось в изменении характера сульфидной фазы. В опытном металле отмечается снижение количества пленочных сульфидов и растет доля строчечных сульфидных включений, состоящих из отдельных глобулей. Крупные пленочные сульфиды при вибрации кристаллизующегося металла имеют тенденцию к их разрушению и превращению в бусообразные строчки.

Таким образом, при обработке стали путем вибрации снижается доля мелких (< 2 мкм) глобулярных сульфидов и в результате их вероятной коалесценции возрастает доля более крупных (2...4 мкм) включений. Снижается газонасыщенность стали, особенно в центральной зоне сляба: содержание кислорода и водорода уменьшается соответственно на 10...20 и 14...29%; концентрация азота изменяется незначительно [12].

Приведенные в данной работе новые технологии целесообразно применять при реконструкции действующих и строительстве новых МНЛЗ, в том числе и в условиях РУП «БМЗ». Применение рассмотренных технологий позволит увеличить скорость разливки, а также улучшить качество непрерывнолитой заготовки без значительной переделки МНЛЗ и больших капитальных вложений.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Harry, R.C.* // Elec. Furnace Conf. Proc. Dallas. 1988. V. 44. P. 63 – 71.
2. *Suzuki, A.* [et al.] // Steelmaking Conf. Proc. Toronto, Ontario, Canada. 1988. V. 71. P. 125 – 131.
3. *Евтеев, Д. П.* Непрерывное литье стали / Д.П. Евтеев, И.Н. Колыбалов. М.: Металлургия, 1984. 200 с.
4. *Толве, Р.* Внепечная обработка расплава в промежуточном ковше МНЛЗ / Р. Толве, А. Прайттона, В. Рамагиотти // Стил тайме интернешнл. 1987. С. 128 – 134.
5. Плазменная система для нагрева стали в промежуточном ковше. Доклад фирмы «Тетроникс» // Стил тайме интернешнл. 1989. 25 с.
6. Нагрев стали разрядом постоянного тока на установках внепечной обработки / Г.Н. Окорочков [и др.] // Сталь. 1994. № 2. С. 36 – 40.
7. *Окорочков, Г. Н.* Дуговые сталеплавильные печи за рубежом: Новости черной металлургии за рубежом // Ин-т «Черметинформация». 1995. Вып. 1. С. 48 – 54.
8. Технологические особенности выплавки стали в дуговых печах постоянного тока и перспективы их использования / Г.Н. Окорочков [и др.] // Сталь. 1994. № 5. С. 24 – 30.
9. Возможности автоматического предупреждения о прорывах на выходе из кристаллизатора / С.М. Чумаков [и др.] // Сталь. 1998. № 5. С. 22 – 26.
10. *Чумаков, С. М.* Опыт использования акселерометрической системы технологического контроля кристаллизатора / С.М. Чумаков, А.Н. Сорокин // Сталь. 1998. № 6. С. 17 – 19.
11. Трение между заготовкой и кристаллизатором при разливке стали на МНЛЗ / Э. Ферстер [и др.] // Черные металлы. 1994. № 2/3. С. 34 – 41.
12. Виброобработка стали в кристаллизаторе МНЛЗ – перспективный способ улучшения качества заготовок / В.А. Денисов [и др.] // Сталь. 1993. № 5. С. 32 – 34.

УДК 621.074

И.В. ЗЕМСКОВ, канд. техн. наук,
Г.И. СТОЛЯРОВА, И.К. ФИЛАНОВИЧ (БНТУ)

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ВЕРТИКАЛЬНОГО НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ ЗАГОТОВОК ИЗ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ МЕДИ

Исследование процесса и разработку технологии вертикального непрерывного литья заготовок из сплавов на основе меди производили для безоловянных бронз (Бр А9Ж3Л, Бр С30), оловянных бронз (Бр О5Ц5С5) и латуней (ЛЦ40С).

Методика исследований предполагала проведение всех экспериментов в условиях, максимально приближенных к производственным: плавка металла – в высокочастотной индукционной печи, получение отливок – на лабораторной установке полупромышленного типа. Температурный режим кристаллизатора изучали методом анализа температурных полей всей системы, участвующей в тепло-

обмене при литье и затвердевании отливки. Выбор схемы и конструкции заливочного устройства (подача металла в полость кристаллизатора, в которой формируется отливка) производили путем моделирования. Изучение структуры и механических свойств металла отливок осуществляли известными стандартными методами.

Одним из решающих показателей в оценке вертикального непрерывного литья является стабильность процесса, которая зависит от таких факторов, как температура заливаемого металла, скорость литья, режим охлаждения, режим вытягивания отливки из кристаллизатора. Эти факторы взаимосвязаны, поэтому исследования проводили комплексно, варьируя значения и технологических, и металлургических параметров.

На основании анализа результатов экспериментов определяли оптимальные параметры процесса для исследуемых сплавов, их взаимосвязь и влияние на качество отливки, меры предотвращения отрицательных явлений. Были выявлены специфические особенности и определены требования для разработки технологии непрерывного литья отдельных сплавов.

Так, особенность сплава Бр А9ЖЗЛ выражена в склонности к образованию оксидных плен, вызванному присутствием алюминия. При подаче в полость кристаллизатора расплава открытой струей образующиеся оксидные пленки попадают в тело затвердевающей отливки. Помимо внутренних и наружных дефектов в отливке возможны прорывы жидкого металла в местах, где пленки расположены близко к поверхности. Поэтому при литье Бр А9ЖЗЛ необходимо предусматривать в литниковой системе устройство для задержания плен, шлака и других неметаллических включений, обеспечивать минимально возможную высоту падения струи, избежать ее разрыва и разбрызгивания.

Достаточно низкая пластичность сплава Бр А9ЖЗЛ вследствие строго ориентированного роста кристаллов при затвердевании отрицательно сказывается на качестве отливки при вторичном охлаждении. Резкое увеличение интенсивности теплоотвода (водяное вторичное охлаждение) при выходе отливки из кристаллизатора может привести к образованию трещин, короблению. Как показали исследования, при непрерывном литье Бр А9ЖЗЛ целесообразно применять водовоздушное (увлажненный воздух) вторичное охлаждение в основном для крупных полых отливок с толщиной стенки более 50 мм.

Свинцовистые бронзы характеризуются большой гравитационной ликвацией. Для предотвращения ликвации при литье рекомендуется использовать диспергирование и ускоренное охлаждение, которое оптимально можно обеспечить при непрерывном литье.

Кристаллизация Бр С30 начинается при температуре 960 °С и заканчивается при температуре плавления свинца 320 °С. Струк-

тура металла состоит из ранее выделившихся кристаллов меди, вокруг которых в виде оболочки расположен свинец. Это явилось причиной того, что при температуре выше температуры плавления свинца происходит нарушение связи между кристаллами меди и при вытягивании отливки из кристаллизатора возможно ее разрушение. Кроме того, наблюдается разогрев отливки после выхода ее из кристаллизатора, который выше у отливок с большей толщиной стенки. Поэтому необходимым условием стабильного непрерывного литья Бр С30 является интенсивный теплоотвод как в кристаллизаторе, так и после выхода отливки из него. Исходя из этого же условия, необходимо производить заливку при минимально допустимой температуре и увеличивать продолжительность интенсивного теплоотвода. Продолжительность теплоотвода можно увеличить путем использования высоких кристаллизаторов и вторичного охлаждения. Предпочтителен циклический режим вытягивания.

Структура свинцовистой бронзы при непрерывном литье мелкозернистая, однородная по сечению отливки. Механические свойства выше, чем при литье в кокиль: прочность на разрыв 75 МПа (60 МПа – в кокиль), относительное удлинение 15% (4% – в кокиль), твердость 30 НВ (25 НВ – в кокиль).

Оловянные литейные бронзы из-за большого интервала кристаллизации обладают умеренной жидкотекучестью. С большим температурным интервалом связан объемный характер затвердевания, который проявляется в образовании значительной усадочной пористости и небольшой усадочной раковины. Высокая теплопроводность оловянных бронз, которая возрастает с повышением температуры, способствует увеличению двухфазной зоны. Это затрудняет получение крутых температурных градиентов в затвердевающих отливках и способствует их объемному затвердеванию. При высоких скоростях охлаждения (водоохлаждаемый кристаллизатор) двухфазная зона вследствие более крутого градиента температур значительно сокращается. При этом образуется структура с малой протяженностью дендритных ветвей и повышается плотность металла.

У отливок из Бр О5Ц5С5, получаемых непрерывным литьем, со стороны кристаллизатора образуется структура дендритного строения. Она состоит из неоднородного твердого раствора замещения олова и меди с кристаллической решеткой гранцентрированного куба. Оси дендритов, обогащенные медью, темные, а межосевые пространства с повышенной концентрацией олова – светлые. К центру отливки структура укрупняется.

Показатели механических свойств Бр О5Ц5С5 в непрерывнолитых заготовках следующие: предел прочности на разрыв 195... 215 МПа, относительное удлинение 9,5...10,8%; твердость 65... 75 НВ, распределение твердости по сечению равномерное.

Латуни кристаллизуются в узком интервале температур (50...60 °С), что исключает дендритную ликвацию. Однако узкий интервал кристаллизации способствует образованию столбчатой структуры и транскристаллизации. Латуни имеют хорошую жидкотекучесть. В отливках из латуни образуются небольшая, в основном осевая, пористость и сосредоточенная усадочная раковина. Отливки имеют более однородные свойства по сечению, обладают высокой герметичностью.

Так, у непрерывнолитых отливок из латуни ЛЦ40С по сравнению с отливками, полученными другими способами литья, менее разветвленная дендритная структура. Измельчение и равномерное распределение фаз способствует хорошему распределению смазки при трении. Основные показатели механических свойств латуни ЛЦ40С следующие: прочность на разрыв 230...260 МПа, относительное удлинение 25...30% ; твердость 90...95 НВ.

Проведенные исследования позволили определить основные технологические параметры (табл. 1) и характерные приемы при литье заготовок из сплавов на основе меди.

Таблица 1

Рекомендуемые параметры получения заготовок из сплавов на основе меди методом вертикального непрерывного литья

Наружный диаметр отливки/ толщина стенки, мм	Температура заливаемого металла, °С	Время выдержки в начале процесса, с	Время движения, с	Время остановки, с	Шаг протяжки, мм	Средняя скорость литья, м/мин
<i>Бронза Бр О5Ц5С5</i>						
60...70/15	1160...1165	3	2,7	2,1	30...35	0,56
100...110/20	1160...1165	5	2,5	2,5	40...45	0,50
140...150/20	1150...1155	7	2,3	3,0	45...50	0,42
<i>Бронза Бр А9Ж3Л</i>						
60...70/12	1180...1185	2	1,9	1,1	10...15	0,63
100...110/20	1160...1165	3	1,8	1,5	15...20	0,55
140...150/25	1160...1165	5	1,7	1,8	15...20	0,48
<i>Бронза Бр С30</i>						
90...120/30	1180...1200	10	3	5	60...65	0,45
<i>Латунь ЛЦ40С</i>						
60...70/12	940...945	2	1,8	1,2	10...15	0,58
100...110/15	930...935	3	1,7	1,7	15...20	0,50
140...150/20	920...925	5	1,6	2,0	15...20	0,44

Так, для заливки расплава в полость кристаллизатора необходимо использовать специальное заливочное устройство, обеспечивающее рассредоточенное распределение расплава по сечению. Хорошие результаты получены с использованием литниковой системы в виде приемной заливочной чаши и литникового хода с короткими каналами, расположенного по периметру заполняемого сечения.

Сплавы на основе меди характеризуются тем, что отливка в горячем состоянии обладает низкой прочностью. В процессе непрерывного литья при извлечении затвердевающей отливки из кристаллизатора прочность образовавшейся оболочки может оказаться недостаточной и возможен ее разрыв. Поэтому процесс непрерывного литья (извлечение отливки) необходимо проводить в циклическом режиме: в начале процесса заполнение кристаллизатора производится при стационарном положении механизма вытягивания (время стационарной заливки зависит от скорости затвердевания металла в затравочных элементах), затем осуществляются перемещение на заданный шаг протяжки и выдержка.

Для интенсификации процесса затвердевания и охлаждения отливки после выхода из кристаллизатора эффективно вторичное водовоздушное охлаждение.

Разработанная НИЛ прогрессивных технологических процессов производства отливок БНТУ технология вертикального непрерывного литья заготовок из сплавов на основе меди опробована и используется на ряде предприятий Республики Беларусь и стран СНГ.

УДК 669.18.046

Э.Ф. БАРАНОВСКИЙ, канд. техн. наук,
В.А. ПУМПУР, канд. техн. наук,
Г.П. КОРОТКИН (ИТМ НАН Беларуси)

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПИТАТЕЛЯ ПРИ ЛИТЬЕ В КОКИЛЬ ЗАГОТОВОК МАССИВНЫХ ХЛОРИСТО-МЕДНЫХ КАТОДОВ

Целью настоящего исследования является создание технологии изготовления массивных катодов для водоактивируемых химических источников тока (ХИТ). В последние годы растет спрос на водоактивируемые ХИТ различного назначения и мощности. Так, батареи с массивным хлористо-медным катодом способны работать в непрерывном режиме более двенадцати месяцев. Для создания такого ХИТ актуальна проблема изготовления литьем в кокиль качественных отливок в виде брусков из сплавов на основе хлористой меди.

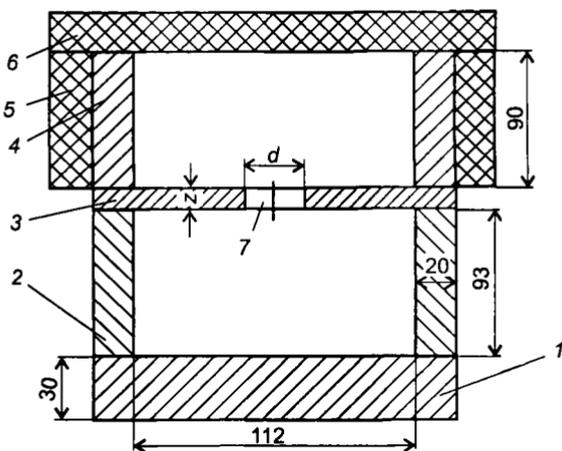


Рис. 1. Экспериментальный кокиль:

1 – днище; 2 – боковая стенка; 3 – разделительная перегородка; 4 – прибыльная надставка; 5 – кожух; 6 – крышка; 7 – отверстие питателя

При проектировании кокилей для литья катодов массой 9,2 кг и выборе материалов для их изготовления исходили из рекомендаций [1]. Конструкция создавалась с учетом специфики расплава хлористой меди, экономической целесообразности использования материалов, их доступности и ряда других факторов.

Для решения этой задачи разработан экспериментальный кокиль (рис. 1), который состоит из днища, боковых стенок, собранных в виде короба, прибыльной надставки. Формообразующая (рабочая) полость кокиля и полость прибыли разделены горизонтальной перегородкой, в которой имеется отверстие для питания отливки.

С целью уменьшения количества расплава в прибыли и обеспечения питания на протяжении всего времени затвердевания отливки на прибыль устанавливаются крышка и кожух, изготовленные из теплоизоляционных материалов. При выборе материалов для кокиля использовались данные работы [2], в которой показано, что расплав хлористой меди интенсивно взаимодействует с контактирующими с ним металлами. В результате химического взаимодействия происходит коррозионное разрушение металлов, что приводит к выходу из строя литейной оснастки. В этой же работе приведены данные по исследованию коррозионной стойкости различных материалов и даны рекомендации по выбору материала при проектировании и изготовлении оснастки, которая непосредственно контактирует с расплавом хлористой меди. Так, стенки прибыльной надставки 4 и разделительная перегородка 3 при заливке контактируют с перегретым расплавом хлористой меди и наи-

более подвержены коррозии, поэтому прибыльная надставка и разделительная перегородка изготовлены из нержавеющей стали марки 12Х18Н10Т. Следует отметить, что эта сталь имеет низкую теплопроводность, что существенно снижает отток теплоты от питателя и прибыли в процессе затвердевания расплава.

Поступающий в рабочую полость кокиля расплав хлористой меди имеет малую теплопроводность и низкий перегрев. Поэтому при контакте расплава с днищем и боковыми стенками мгновенно образуется корка, обладающая большим термическим сопротивлением, которая в дальнейшем не расплавляется. Это практически исключает химическое взаимодействие расплава и формообразующих поверхностей кокиля. Поэтому, согласно рекомендациям, данным в работе [1], в качестве материала днища и боковых стенок выбрана сталь Ст3 с толщиной боковых стенок 20 мм и днища 30 мм.

Для определения толщины разделительной перегородки между отливкой и прибылью, а также диаметра питателя проведены численные исследования затвердевания хлористо-медной отливки и прибыли. Исследования проводились на основе использования двумерной математической модели, разработанной также для исследования процесса литья в кокиль цинковых анодов [3]. Математическая модель модифицирована в соответствии с новыми требованиями и учитывает процесс теплообмена в кокиле и прибыльной надставке через разделительную перегородку с отверстием, выполняющим роль питателя. Результаты расчетов приведены в табл. 1.

Таблица 1

Результаты численных исследований влияния толщины разделительной перегородки и диаметра питателя на время затвердевания отливки и питателя

Толщина перегородки, мм	Диаметр отверстия питателя, мм	Время затвердевания питателя, с	Время затвердевания отливки, с	Доля твердой фазы в отливке, %
1	2	3	4	5
10	80	4800	4750	100
10	70	4450	4500	98
8	70	4610	4580	100
8	60	4180	4360	97,1
6	60	4780	4750	100
6	50	4400	4450	98
4	50	4700	4650	100
4	40	4260	4340	97,3

1	2	3	4	5
2	40	4880	4850	100
2	30	4620	4660	98,7
2	35	4800	4780	100

Расчеты проводили при условии, что расплав хлористой меди с температурой 480 °С подается в полость прибыльной надставки и выдерживается в ней в течение 60 с при закрытом пробкой литнике в разделительной перегородке кокиля. За это время происходит нагрев стенок прибыльной надставки и перегородки, а также снятие части перегрева расплава.

Зависимость диаметра питателей от толщины разделительной перегородки показана на рис. 2. Таким образом, для перегородок толщиной 2, 4, 6, 8 и 10 мм диаметр питателя должен быть больше или равен 35, 50, 60, 70 и 80 мм соответственно.

В результате исследований пришли к выводу, что разделительную перегородку необходимо изготавливать из стали 12Х18Н10Т толщиной 6 мм исходя из нижеследующих соображений. При заливке расплава в прибыльную часть формы происходит нагрев перегородки, а та ее часть («пятно»), на которую непосредственно падает струя расплава, нагревается значительно больше. Так, при толщине разделительной перегородки менее 5 мм температура «пятна» близка к температуре плавления хлористой меди. В результате химического взаимодействия материала разделительной перегородки и расплава происходит ее омеднение, что в дальнейшем вызывает приваривание отливки к перегородке.

При толщине разделительной перегородки более 7 мм скорость затвердевания расплава, находящегося в цилиндричес-

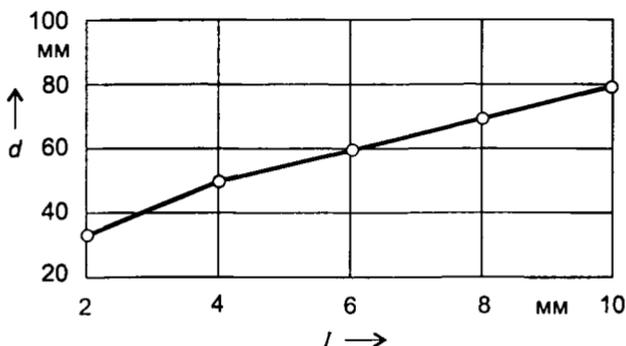


Рис. 2. Зависимость диаметра питателя от толщины разделительной перегородки

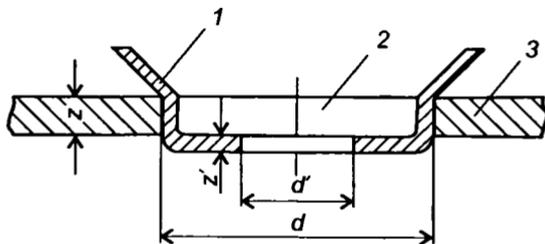


Рис. 3. Фрагмент конструкции питателя с диафрагмой:
 1 – диафрагма; 2 – отверстие питателя; 3 – разделительная перегородка; d, d' – диаметр питателя и диафрагмы соответственно; z, z' – толщина перегородки и диафрагмы соответственно

ком отверстия, существенно возрастает. В результате численных экспериментов установлено, что в перегородке толщиной 6 мм диаметр питателя должен составить 60 мм. Однако такой размер питателя не может обеспечить отделение прибыли от отливки без механической отрезки. Чтобы решить эту проблему, в отверстие диаметром 60 мм устанавливали диафрагму из стали 12Х18Н10Т толщиной 0,1 мм, которая имеет отверстие диаметром 16 мм (рис. 3). Диафрагма является одноразовой, а ее наличие не вносит существенных изменений в температурные поля расплава в канале питателя диаметром 60 мм и перегородки толщиной 6 мм. Такая конструкция питателя обеспечивает заполнение прибыли с перекрытым пробкой отверстием диаметром 16 мм, выдержку расплава в прибыли до 2 мин, заполнение полости отливки за 6...8 с и отделение прибыли в процессе разборки кокиля и извлечения отливки.

В результате проведенного исследования определены основные параметры литниковой системы кокиля для литья хлористомедной массивной отливки положительного электрода водоактивируемого ХИТ с непрерывным режимом эксплуатации в течение года.

ЛИТЕРАТУРА

1. Специальные способы литья: справочник / под общ. ред. В.А. Ефимова. М.: Машиностроение, 1991. 436 с.
2. *Ильюшенко, В.М.* Непрерывное литье в валковый кристаллизатор катодной ленты на основе хлористой меди / В.М. Ильюшенко. Дисс. канд. техн. наук. 05.16.04. Могилев, 2000. 151 с.
3. Оптимизация параметров литья в кокиль заготовок для прокатки цинковых анодов / Э.Ф. Барановский [и др.] // Литье и металлургия. 2003. № 1. С. 110 – 112.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ СТЕПЕНИ ОБЖАТИЯ ОТЛИТОЙ В КОКИЛЬ ЦИНКОВОЙ ЗАГОТОВКИ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ ГОРЯЧЕКАТАНЫХ ЦИНКОВЫХ АНОДОВ

Строение и свойства чушкового цинка и отливок из сплавов на его основе во многом определяются формой и размерами зерна и их внутренним строением. Цинк в литом состоянии имеет столбчатую кристаллическую структуру. Крупные столбчатые кристаллы растут от охлаждаемой поверхности в глубь отливки, и чем толще слиток, тем крупнее кристаллы. Для литого цинка, имеющего столбчатую структуру с резко выраженной ориентировкой кристаллов, характерна анизотропия механических свойств. По данным [1], для образцов, вырезанных параллельно и перпендикулярно к направлению роста столбчатых кристаллов, получены значения временного сопротивления 53 и 16 МПа, а относительное удлинение – 4,5 и 1,5% соответственно.

По данным работы [2], механические свойства цинковых заготовок зависят от соотношения столбчатых и равноосных зерен. Увеличение количества равноосных зерен в слитке ведет к возрастанию относительного удлинения в литом материале и некоторому снижению его временного сопротивления. Наибольшее относительное удлинение наблюдается при равноосной структуре.

Размер зерна зависит от ряда факторов. В случае сильного перегрева цинка происходит резкое огрубление его кристаллической структуры; повышение чистоты цинка также способствует огрублению структуры литого металла. Наблюдаемое на практике огрубление кристаллической структуры цинка при перегреве, очевидно, связано с растворением изоморфных примесей и дезактивацией частичек так называемых активированных примесей [1], которые всегда присутствуют даже в металлах высокой чистоты. Увеличение скорости охлаждения цинка приводит, как правило, к некоторому измельчению макроструктуры литого цинка.

Основным видом литья для получения изделий и полуфабрикатов способами пластической деформации являются слитки. К таким слиткам предъявляются требования по химическому составу и кристаллической структуре. Однородность химического состава и кристаллической структуры по сечению слитка обеспечивают стабильные технологические свойства и рабочие характеристики, предъявляемые к горячекатаным цинковым анодам.

По традиционной технологии изготовления анодов заготовку под прокатку отливают в горизонтальную изложницу с односторонним направленным теплоотводом от одной грани слитка. Слиток под прокатку со всех сторон скальпируют. Полученную таким образом плиту толщиной 80 мм нагревают и подвергают горячей прокатке за несколько проходов до толщины 10...12 мм с суммарным обжатием 85...87%. Такая технология характеризуется существенными потерями металла при плавке и литье, а также большими затратами на фрезерование и прокатку слитка.

При создании новой технологии изготовления цинковых анодов мы исходили из того, что для снижения затрат на их производство заготовки под прокатку должны иметь минимальную толщину и тонкую структуру. Основная идея настоящей разработки состояла в том, чтобы создать условия кристаллизации металла, при которых заготовка под прокатку формируется с достаточно малой макроструктурой, а микроструктура должна иметь дендритную ячейку размером, мало отличающимся от размера ячейки цинкового проката. Структуру литой заготовки можно существенно улучшить за счет увеличения скорости охлаждения слитка. Для этого необходимо уменьшить толщину слитка и обеспечить его охлаждение путем интенсивного теплоотвода от всех его граней. При соблюдении этих условий металл будет иметь тонкую кристаллическую микро- и макроструктуру с малым размером дендритной ячейки. Такую заготовку можно использовать для изготовления анодов горячей прокаткой с минимальным обжатием, а для неотчетливых целей – даже непосредственно в литом состоянии [3].

Испытания отлитых заготовок цинковых анодов толщиной 10 мм на термогальванических линиях латунирования на РУП «БМЗ» показали, что коэффициент их выработки находится в пределах 44...65%. Коэффициент же выработки базовых анодов, используемых на производстве, составляет порядка 79%, что значительно выше, чем у литых цинковых анодов. Кроме того, литые цинковые аноды при работе в ваннах цинкования РУП «БМЗ» покрываются черным налетом шлама и вырабатываются неравномерно. Часть анодов пассивируется в процессе работы и в дальнейшем не растворяется. Необходимо отметить, что качество латунированной заготовки, тонкой проволоки и металлокорда, полученных с применением опытных литых анодов, находится на одном уровне с качеством продукции, полученной с применением стандартных горячекатаных анодов.

При определении необходимой степени обжатия литой в кокиль цинковой заготовки исходили из того, что при горячей прокатке

цинка превращение литой структуры в деформированную характеризуется степенью однородности микротвердости катаного материала [4].

Для выбора параметров прокатки заготовок цинковых анодов проведены исследования микротвердости литых и горячекатаных цинковых образцов с различной степенью обжатия. Измерения микротвердости проводились на микротвердомере марки HVS. Вдавливание индентера при нагружении образцов осуществлялось с усилием 25 г в течение 10 с. Для каждого из исследуемых образцов проводилось по 7 – 8 измерений микротвердости. На рис. 1 приведены максимальные и минимальные значения микротвердости исследуемых образцов в зависимости от степени деформации. Из рисунка видно, что микротвердость образцов максимальна в литом состоянии (65 HV_{25}). По мере увеличения степени обжатия до 20% она резко снижается и достигает величины 40 HV_{25} , а при степени обжатия более 25% максимальные значения микротвердости мало изменяются и находятся в пределах $42...44 \text{ HV}_{25}$. Минимальные значения микротвердости образцов изменяются незначительно и имеют тенденцию к росту с увеличением степени обжатия. Минимальные значения микротвердости для литого и горячекатаных образцов цинка находятся в пределах $30...33 \text{ HV}_{25}$.

На рис. 2 приведен максимальный разброс микротвердостей в литой заготовке и полученном из нее с разными степенями обжатия прокате. Начиная с суммарного обжатия 25% и выше, эта разность составляет $8...10 \text{ HV}_{25}$ и практически не изменяется.

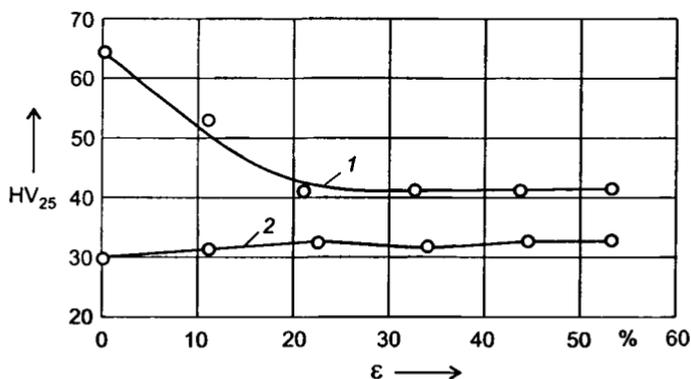


Рис. 1. Изменение микротвердости HV_{25} цинковых образцов в зависимости от обжатия при горячей прокатке:
1 – максимальное значение; 2 – минимальное значение

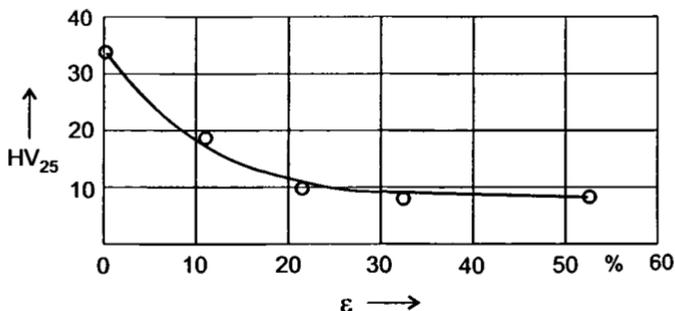


Рис. 2. Максимальный разброс значений в зависимости от величины обжатия при прокатке

Таким образом, измерения микротвердости образцов позволяют сделать качественную оценку структуры заготовки и определить степень однородности материала. Как видно из рис. 1 и 2, после обжатия литой заготовки при прокатке больше чем на 25...30% анизотропия твердости цинка меняется незначительно и соответствует величине анизотропии микротвердости цинковых анодов, прокатанных по стандартной технологии.

На РУП «БМЗ» проведены испытания горячекатаных цинковых анодов, изготовленных из литых в кокиль заготовок со степенью обжатия 30%. Испытания показали, что степень выработки таких анодов составляет 74...85% и обеспечивает высокое качество гальванического покрытия металлокорда.

Результаты настоящих исследований позволили обосновать выбор минимально необходимой степени обжатия полученной литьем в кокиль цинковой заготовки для изготовления высококачественных горячекатаных анодов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Кечин, В.А. Цинковые сплавы / В.А. Кечин, Е.Я. Люблинский. М.: Металлургия, 1986. 246 с.
2. Кузнецов, В.С. Плавка и литье цветных металлов и сплавов / В.С. Кузнецов, Г.А. Мишин, А.Д. Новиков // Гипроцветметобработка. 1975. Вып. 45. С. 42.
3. Изготовление цинковых анодов на опытном производстве ИТМ НАН Беларуси / Е.И. Марукович [и др.] // Литье и металлургия. 2005. № 2. Ч. 2. С. 159–161.
4. Тихонов, Б.С. Прокатка цинка / Б.С. Тихонов. М.: Металлургия, 1963. 200 с.

А.М. БОДЯКО, канд. техн. наук, П.И. ЗИМОНИН,
И.А. МЕЛЬНИКОВ, А.А. СУПОНЕВ
(ИТМ НАН Беларуси)

РАСЧЕТ ВТОРИЧНОГО ОХЛАЖДЕНИЯ ОТЛИВКИ ПРИ ЛИТЬЕ МЕТОДОМ НЕПРЕРЫВНО-ЦИКЛИЧЕСКОГО ЛИТЬЯ НАМОРАЖИВАНИЕМ

При литье методом непрерывно-циклического литья намораживанием (НЦЛН) полых цилиндрических заготовок мерной длины без применения стержня наружная поверхность отливки формируется в контакте с рабочей полостью кристаллизатора, а внутренняя получается непосредственно из расплава. Для намораживания заготовки с необходимой толщиной стенки после заполнения кристаллизатора расплавом дают выдержку заданной продолжительности. Затем затвердевшую корку, представляющую собой тело отливки, извлекают из кристаллизатора и расплава и перемещают в ячейку камеры отжига. В это время в кристаллизатор через сифонную литниковую систему подают новую порцию расплава объемом, равным объему извлеченной отливки, вновь заполняя его до заданного уровня. Особенности данного метода литья обеспечивают ряд преимуществ по сравнению с другими способами получения полых цилиндрических заготовок, важнейшим из которых является извлечение отливок из кристаллизатора с достаточно высокой температурой (всего на 30...50 град ниже температуры солидус). Это открывает широкие возможности для управления процессом структурообразования в период их охлаждения вне кристаллизатора и получения заданных свойств без дополнительной термообработки, т.е. за счет использования теплоты, аккумулированной отливками при затвердевании.

Выполним теоретический анализ процесса охлаждения отливки в камере отжига (рис. 1).

Охлаждение отливки в камере происходит по-разному в зависимости от степени ее прогрева. Рассмотрим два наиболее типичных случая:

- 1) отливка охлаждается в камере, стенка которой не прогрета, и фактор внешнего охлаждения не сказывается;
- 2) стенка камеры прогрета, и в процессе остывания отливки фактор внешнего охлаждения должен учитываться сразу.

Температурное поле отливки и камеры отжига определяем аналитически, используя метод исключения переменных. Считаем, что температурное поле камеры отжига описывается параболой n -го порядка (рис. 2)

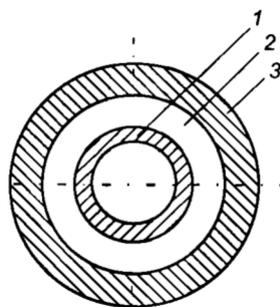
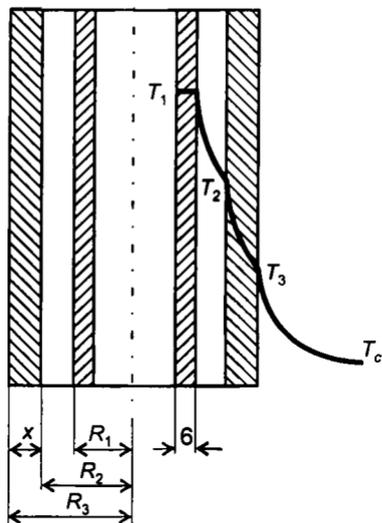


Рис. 1. Схема распределения температуры в отливке и стенке камеры: 1 - ячейка камеры отжига; 2 - воздушная прослойка; 3 - отливка

При остывании отливка теряет количество теплоты [1]

$$dQ_l = -c_l \rho_l \xi \left(1 - \frac{\xi}{2R_1} \right) F_1 dT_1,$$

где c_l , ρ_l - удельная теплоемкость и плотность материала отливки; ξ , F_1 - толщина стенки и площадь поверхности отливки.

Данное количество теплоты передается через воздушную прослойку лучеиспусканием, воздушной конвекцией и аккумулиру-

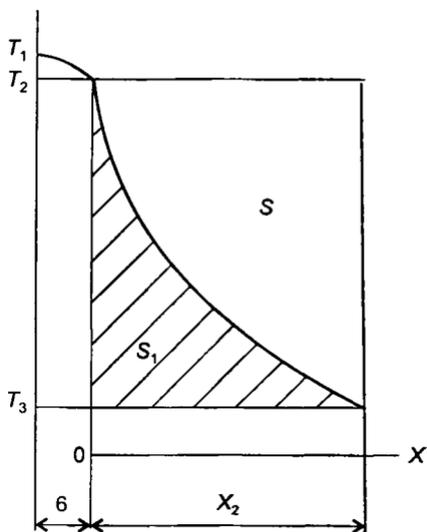


Рис. 2. Температурное поле камеры отжига

$$\vartheta = \vartheta_n \left(1 - \frac{x}{X} \right)^n,$$

где $\vartheta = T_1 - T_3$, $\vartheta_n = T_2 - T_3$ - соответственно текущая температура отливки внутренней и наружной поверхностей камеры отжига; X - глубина прогрева камеры отжига.

ется внутренней поверхностью ячейки камеры отжига. Количество теплоты, передаваемое через воздушную прослойку,

$$dQ_2 = \left\{ C_1 \left[\left(\frac{T_1}{100} \right)^4 - \left(\frac{T_2}{100} \right)^4 \right] + \alpha_B (T_1 - T_2) \right\} F_1 dt,$$

где C_1 – коэффициент лучеиспускания поверхности отливки; T_1 , T_2 – температуры соответственно поверхности отливки и внутренней поверхности ячейки камеры отжига; α_B – проводимость воздушной прослойки:

$$\alpha_B = \lambda_B / X_B. \quad (1)$$

Количество теплоты, аккумулируемое ячейкой камеры отжига [1],

$$dQ_3 = \frac{X}{n_2 + 1} \rho_2 c_2 \left(1 + \frac{X}{(n_2 + 2) R_2} \right) F_2 dT_2,$$

где ρ_2 , c_2 – плотность и удельная теплоемкость материала внутренней поверхности ячейки камеры отжига; F_2 – площадь внутренней поверхности ячейки камеры отжига; T_2 – температура внутренней поверхности ячейки камеры отжига.

Составляем уравнение теплового баланса:

$$\begin{aligned} -c_1 \rho_1 \xi \left(1 - \frac{\xi}{2R_1} \right) dT_1 &= \left\{ C_1 \left[\left(\frac{T_1}{100} \right)^4 - \left(\frac{T_2}{100} \right)^4 \right] + \alpha_B (T_1 - T_2) \right\} dt = \\ &= \frac{X \rho_2 c_2}{n_2 + 1} \left(1 + \frac{X}{(n_2 + 2) R_2} \right) \frac{F_2}{F_1} dT_2. \end{aligned} \quad (2)$$

Температуру поверхности отливки, температуру внутренней поверхности ячейки камеры отжига и глубину прогрева формы определяем из условия неразрывности теплового потока на внутренней поверхности ячейки камеры отжига:

$$\beta (T_1 - T_2) = \frac{\lambda_2 n_2}{X} T_2. \quad (3)$$

Проводимость воздушной прослойки

$$\beta = \alpha_B + \alpha_n. \quad (4)$$

Лучистая составляющая проводимости α_{λ} может быть определена из уравнения

$$\alpha_{\lambda} = \frac{C_1 \left[\left(\frac{T_1}{100} \right)^4 - \left(\frac{T_2}{100} \right)^4 \right]}{T_1 - T_2}. \quad (5)$$

Подставляя выражения (1), (4), (5) в уравнение (3), получаем:

$$C_1 \left[\left(\frac{T_1}{100} \right)^4 - \left(\frac{T_2}{100} \right)^4 \right] + \frac{\lambda_b}{X_b} (T_1 - T_2) = \frac{\lambda_2 n_2}{X} T_2. \quad (6)$$

Подставляя полученное выражение (6) в уравнение (2), получаем:

$$-c_1 \rho_1 \xi \left(1 - \frac{\xi}{2R_1} \right) dT_1 = \beta (T_1 - T_2) dt = \frac{X}{n_2 + 1} \rho_2 c_2 \left(1 + \frac{X}{(n_2 + 2)R_2} \right) \frac{F_2}{F_1} dT_2. \quad (7)$$

Решая уравнения (3), определяем T_2 :

$$T_2 = \frac{\beta T_1}{\lambda_2 n_2 / X + \beta}. \quad (8)$$

Подставляя выражение (8) в уравнение (7), получаем:

$$\begin{aligned} -c_1 \rho_1 \xi \left(1 - \frac{\xi}{2R_1} \right) F_1 dT_1 &= \beta T_1 \left(\frac{\lambda_2 n_2}{\lambda_2 n_2 + X\beta} \right) F_1 dt = \\ &= \frac{X \rho_2 c_2}{(n_2 + 1)} \left[1 + \frac{X}{(n_2 + 2)R_2} \right] F_2 dT_2. \end{aligned} \quad (9)$$

Разделяя переменные в выражении (9) и интегрируя в пределах $t_2 - t_1$ и $T_0 - T_1$, получаем:

$$T_1 = T_0 \exp \left[- \frac{\beta \lambda_2 n_2 (t_2 - t_1)}{(\lambda_2 n_2 + \beta X) c_1 \rho_1 \xi \left(1 - \frac{\xi}{2R_1} \right)} \right]. \quad (10)$$

Учитывая выражение (8), находим T_2 :

$$T_2 = T_0 \frac{\beta}{\frac{\lambda_2 n_2}{X} + \beta} \exp \left[- \frac{\beta \lambda_2 n_2 (t_2 - t_1)}{(\lambda_2 n_2 + \beta X) c_1 \rho_1 \xi \left(1 - \frac{\xi}{2R_1} \right)} \right].$$

Преобразуя уравнение (2) с учетом выражения (6), получаем:

$$\frac{dT_1}{dt} = \frac{C_1 \left\{ \left(\frac{T_1}{100} \right)^4 \left[1 - \left(\frac{\beta}{\frac{\lambda_2 n_2}{X} + \beta} \right)^4 \right] \right\} + \frac{\lambda_B}{X_B} T_1 \left(1 - \frac{\beta}{\frac{\lambda_2 n_2}{X} + \beta} \right)}{c_1 \rho_1 \xi \left(1 - \frac{\xi}{2R_1} \right)}. \quad (11)$$

Дифференцируем выражение (10) по времени:

$$\frac{dT_1}{dt} = - \frac{\beta \lambda_2 n_2}{(\lambda_2 n_2 + \beta X) c_1 \rho_1 \xi \left(1 - \frac{\xi}{2R_1} \right)} T_0 \exp \left(- \frac{\beta \lambda_2 n_2 (t_2 - t_1)}{(\lambda_2 n_2 + \beta X) c_1 \rho_1 \xi \left(1 - \frac{\xi}{2R_1} \right)} \right). \quad (12)$$

Решая совместно уравнения (11) и (12), имеем:

$$t_2 - t_1 = \frac{1}{3} \left[\frac{(\lambda_2 n_2 + \beta X) c_1 \rho_1 \xi \left(1 - \frac{\xi}{2R_1} \right)}{\beta \lambda_2 n_2} \right] \ln \left| \frac{C_1 T_0^3 10^{-8} (\lambda_2 n_2 + \beta X)}{\lambda_2 n_2 \left(\beta - \frac{\lambda_B}{X_B} \right)} \left[1 - \left(\frac{\beta}{\frac{\lambda_2 n_2}{X} + \beta} \right)^4 \right] \right|.$$

После прогрева камеры отжига необходимо учитывать теплообмен между отливкой, камерой отжига и окружающей средой.

Составляем уравнение теплового баланса для отливки и ячейки камеры отжига:

$$-c_1 \rho_1 \xi \left(1 - \frac{\xi}{2R_1} \right) \frac{F_1}{F_3} T_1 = \frac{X_2 \rho_2 c_2}{n_2 + 1} \left[1 + \frac{X_2}{(n_2 + 2) R_2} \right] \frac{F_2}{F_3} (T_2 - T_3) + X_2 \rho_2 c_2 \left(1 - \frac{X_2}{2R_2} \right) T_3 + \alpha (T_3 - T_c) (t_3 - t_2). \quad (13)$$

Условие неразрывности теплового потока на внутренней поверхности ячейки камеры отжига имеет вид

$$\beta(T_1 - T_2) = \frac{\lambda_2 n_2}{X_2} (T_2 - T_3). \quad (14)$$

Температуру наружной поверхности ячейки камеры отжига определяем из условия (14):

$$T_3 = \left(1 + \frac{\beta X_2}{\lambda_2 n_2}\right) T_2 - \frac{\beta X_2}{\lambda_2 n_2} T_1. \quad (15)$$

Составляем уравнение теплового баланса в дифференциальной форме для данного периода охлаждения:

$$\begin{aligned} -c_1 \rho_1 \xi \left(1 - \frac{\xi}{2R_1}\right) \frac{F_1}{F_3} dT_1 = \beta(T_1 - T_2) \frac{F_1}{F_3} dt = \frac{X_2 \rho_2 c_2}{n_2 + 1} \left(1 + \frac{X_2}{(n_2 + 2)R_2}\right) \frac{F_2}{F_3} \times \\ \times (dT_2 - dT_3) + X_2 \rho_2 c_2 \left(1 - \frac{X_2}{2R_2}\right) dT_3 + \alpha(T_3 - T_c) dt. \end{aligned} \quad (16)$$

Температуру внутренней поверхности ячейки камеры отжига определяем из уравнения (13):

$$\begin{aligned} T_2 = \frac{\left\{ \frac{X_2 \rho_2 c_2}{n_2 + 1} \left[1 + \frac{X_2}{(n_2 + 2)R_2}\right] \frac{\beta X_2 F_2}{\lambda_2 n_2 F_3} + c_1 \rho_1 \xi \left(1 - \frac{\xi}{2R_1}\right) \frac{F_1}{F_3} - \right. \\ \left. - X_2 \rho_2 c_2 \left(1 - \frac{X_2}{2R_2}\right) \frac{\beta X_2}{\lambda_2 n_2} - \alpha \frac{\beta X_2}{\lambda_2 n_2} (t_3 - t_2) \right\} T_1 - \alpha T_c (t_3 - t_2)}{\frac{X_2}{n_2 + 1} \rho_2 c_2 \left(1 + \frac{X_2}{(n_2 + 2)R_2}\right) \frac{\beta X_2 F_2}{\lambda_2 n_2 F_3} - \\ - X_2 \rho_2 c_2 \left(1 - \frac{X_2}{2R_2}\right) \left(1 + \frac{\beta X_2}{\lambda_2 n_2}\right) - \alpha \left(1 + \frac{\beta X_2}{\lambda_2 n_2}\right) (t_3 - t_2)}. \end{aligned}$$

Подставляя T_2 в уравнение (16), получаем дифференциальное уравнение

$$\begin{aligned} -c_1 \rho_1 \xi \left(1 - \frac{\xi}{2R_1}\right) \frac{F_1}{F_3} dT_1 = \frac{\left[c_1 \rho_1 \xi \left(1 - \frac{\xi}{2R_1}\right) \frac{F_1}{F_3} - X_2 \rho_2 c_2 \left(1 - \frac{X_2}{2R_2}\right) - \alpha t \right] T_1}{\frac{X_2}{n_2 + 1} \rho_2 c_2 \left[1 + \frac{X_2}{(n_2 + 2)R_2}\right] \frac{\beta X_2 F_2}{\lambda_2 n_2 F_3} - \\ - X_2 \rho_2 c_2 \left(1 - \frac{X_2}{2R_2}\right) \left(1 + \frac{\beta X_2}{\lambda_2 n_2}\right) - \alpha \left(1 + \frac{\beta X_2}{\lambda_2 n_2}\right) t}. \end{aligned} \quad (17)$$

Разделяя переменные в выражении (17) и интегрируя в пределах $t_3 - t_2$ и $T_0 - T_1$, окончательно получаем:

$$T_1 = T_0 \exp \left\{ \frac{\alpha \beta \left(1 + \frac{\beta X_2}{\lambda_2 n_2} \right) \left[c_1 \rho_1 \xi \left(1 - \frac{\xi}{2R_1} \right) \frac{F_2}{F_3} - X_2 \rho_2 c_2 \left(1 - \frac{X_2}{2R_2} \right) \right] - \alpha \beta \left\{ \frac{X_2}{n_2 + 1} \rho_2 c_2 \left[1 + \frac{X_2}{(n_2 + 2)R_2} \right] \frac{\beta X_2 F_2}{\lambda_2 n_2 F_3} - X_2 \rho_2 c_2 \left(1 - \frac{X_2}{2R_2} \right) \left(1 + \frac{\beta X_2}{\lambda_2 n_2} \right) \right\}}{\left[\alpha \left(1 + \frac{\beta X_2}{\lambda_2 n_2} \right) \right]^2 c_1 \rho_1 \xi \left(1 - \frac{\xi}{2R_1} \right)} \right\} \times$$

$$\times \ln \left\{ \frac{\frac{X_2}{n_2 + 1} \rho_2 c_2 \left(1 + \frac{X_2}{(n_2 + 2)R_2} \right) \frac{\beta X_2 F_2}{\lambda_2 n_2 F_3} - X_2 \rho_2 c_2 \left(1 - \frac{X_2}{2R_2} \right) \left(1 + \frac{\beta X_2}{\lambda_2 n_2} \right) - \alpha \left(1 + \frac{\beta X_2}{\lambda_2 n_2} \right) (t_3 - t_2)}{\alpha \beta \left\{ \frac{X_2}{n_2 + 1} \rho_2 c_2 \left[1 + \frac{X_2}{(n_2 + 2)R_2} \right] \frac{\beta X_2 F_2}{\lambda_2 n_2 F_3} - X_2 \rho_2 c_2 \left(1 - \frac{X_2}{2R_2} \right) \left(1 + \frac{\beta X_2}{\lambda_2 n_2} \right) - \alpha \left(1 + \frac{\beta X_2}{\lambda_2 n_2} \right) (t_3 - t_2) \right\}}{\left[\alpha \left(1 + \frac{\beta X_2}{\lambda_2 n_2} \right) \right]^2 c_1 \rho_1 \xi \left(1 - \frac{\xi}{2R_1} \right)} \right\}.$$

Значения показателя n_2 находим из распределения температуры по толщине стенки камеры отжига. Как показывает практика, значение n мало изменяется в течение всего процесса и рассчитывается по отношению площади над параболой S к площади под параболой S_1 в прямоугольнике с координатами $T_{\text{п}} - X$, в котором вписана парабола (см. рис. 2):

$$n_2 = \frac{S}{S_1} = \frac{\vartheta_{\text{п}} X - S_1}{S_1} = \frac{\vartheta_{\text{п}} X}{S_1} - 1.$$

Зная из опыта распределение температуры в камере охлаждения, количество аккумулированной теплоты легко подсчитать с точностью до 1...2% простым планиметрированием площади [1].

Для нахождения аналитически значения показателя n применим формулу для вычисления площади с помощью определенного интеграла:

$$S_1 = \int_{\vartheta_n} \left(1 - \frac{x}{X}\right)^n dX.$$

По известным ординатам параболы, применив формулу Симпсона, находим:

$$S_1 = \frac{h}{3} \left[\vartheta_{n0} + 4(\vartheta_{n1} + \vartheta_{n3} + \dots + \vartheta_{n2n-1}) + 2(\vartheta_{n2} + \vartheta_{n4} + \dots + \vartheta_{n2n-2}) + \vartheta_{2n} \right],$$

где $h = \frac{b-a}{2k}$.

Окончательно получаем:

$$n_2 = \frac{3\vartheta_G X}{h \left[\vartheta_{n0} + 4(\vartheta_{n1} + \vartheta_{n3} + \dots + \vartheta_{n2n-1}) + 2(\vartheta_{n2} + \vartheta_{n4} + \dots + \vartheta_{n2n-2}) + \vartheta_{2n} \right]} - 1.$$

В качестве примера выполним расчет охлаждения маслостных заготовок из серого чугуна для торцовых уплотнительных колец диаметром 95 мм (отливка № 1) и уплотнительных колец с крючковым замком диаметром 175 мм (отливка № 2) ведущего вала пропашных тракторов МТЗ-1522 и К-700 соответственно. Геометрические размеры литых заготовок и ячейки камеры отжига приведены в табл. 1.

Таблица 1

Размеры заготовок и ячейки камеры отжига

Номер отливки	D_1 , мм	ξ , мм	H , мм	D_2 , мм	D_3 , мм
1	185	20	175	190	380
2	95	20	175		

Теплофизические характеристики материала отливок, футеровки камеры отжига, а также неизвестные параметры теплообмена принимали в соответствии с рекомендациями [1], где $T_0 = 1100^\circ\text{C}$; $\alpha = 60 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot ^\circ\text{C})$; $\beta = 2500 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot ^\circ\text{C})$; $\rho_1 = 7200 \text{ кг}/\text{м}^3$; $\rho_2 = 1600 \text{ кг}/\text{м}^3$; $c_1 = 755 \text{ Дж}/(\text{кг} \cdot ^\circ\text{C})$; $c_2 = 1250 \text{ Дж}/(\text{кг} \cdot ^\circ\text{C})$; $\lambda_2 = 0,8 \text{ Вт}/(\text{м} \cdot ^\circ\text{C})$; $n_2 = 2,4$.

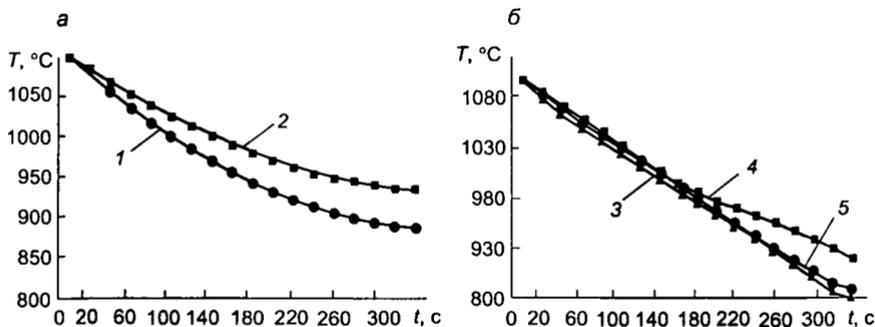


Рис. 3. Изменение температуры отливки в процессе охлаждения в камере: а – отливка № 2; б – отливка № 1; 1, 5 – до прогрева камеры отжига; 2, 4 – после прогрева камеры отжига; 3 – результаты эксперимента

Результаты расчетов показали (рис. 3, а, б), что прогрев камеры отжига ведет к снижению скорости охлаждения отливок и соответственно увеличивает продолжительность нахождения их в области высоких температур. В частности, в результате прогрева футеровки камеры отжига время охлаждения до температуры 950 °С отливки диаметром 95 мм может возрасти более чем на 50%, т.е. до 260 с, что в серых чугунах с углеродным эквивалентом $CE = 3,7...3,9\%$ обеспечивает устранение структурно-свободного цементита только за счет аккумулированной отливкой теплоты. Для отливки диаметром 185 мм прогрев футеровки сказывается на изменении скорости охлаждения в меньшей степени, однако время нахождения ее в области высоких температур достаточно для завершения распада структурно-свободного цементита в чугунах аналогичного химического состава. Сравнение результатов расчета с экспериментальными данными (рис. 3, б) показывает их достаточное для литейной практики совпадение, что позволяет использовать вышеприведенный подход при совершенствовании технологии непрерывно-циклического литья намораживанием и получении заданных свойств отливок за счет теплоты, аккумулированной при кристаллизации.

ЛИТЕРАТУРА

1. Анисович, Г.А. Затвердевание отливки / Г.А. Анисович. Мн.: Наука и техника, 1979. 232 с.

ПРИМЕНЕНИЕ ВЫСОКОИНТЕНСИВНЫХ ПРОЦЕССОВ ЛИТЬЯ ДЛЯ ПЕРЕРАБОТКИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Более эффективное использование металлов и сплавов является важной задачей ресурсосбережения. С целью повышения выхода годного проводится как оптимизация и модернизация существующих процессов литья, так и разработка новых. Один из путей решения поставленной задачи ресурсосбережения – применение высокоинтенсивных процессов литья, охватывающих широкий спектр способов переработки сплавов, начиная от порошковой металлургии и заканчивая непрерывным литьем крупных слитков. Свою нишу занимают и процессы литья тонких сечений, позволяющие максимально приблизить размеры литых заготовок к размерам готовых изделий, в первую очередь литье лент [1, 2]. В настоящей работе исследовались особенности затвердевания лент на валке, получаемых по известной схеме, приведенной в [3].

Успешная реализация практически любого процесса литья во многом определяется рациональной организацией теплового режима формирования заготовки, что является решающим фактором в формировании структуры материала и конечных физико-механических свойств. При характерных для высокоинтенсивных процессов литья скоростей охлаждения расплава перед кристаллизацией от 10^2 до 10^6 К/с наблюдается глубокое переохлаждение жидкого металла. В результате количество центров кристаллизации, являющееся функцией переохлаждения, может изменяться в очень широких интервалах: от максимума, соответствующего формированию ультрадисперсной структуры, до ничтожно малого, при котором фиксируется аморфное (бесструктурное) строение сплава. Поэтому важной задачей получения отливок с управляемой структурой является определение скоростей охлаждения и продвижения фронта кристаллизации по сечению заготовки. Результаты расчетов и экспериментальные данные приведены на рис. 1, где показана взаимосвязь скорости охлаждения расплава перед кристаллизацией ϵ , скорости затвердевания R и температурного градиента G (К/мм) на границе раздела фаз. Из анализа экспериментальных данных следует, что при получении лент из алюминиевого сплава толщиной 1...3 мм скорость продвижения фронта затвердевания лежит в интервале 0,3...1,0 м/с. Скорость охлаждения расплава зависит от интенсивности теплоотвода. Со стороны поверхности, прилегающей к охлаждающей поверхности, скорость охлаждения была постоянной и составила $6 \cdot 10^3$ К/с независимо от скорости затвердевания. Градиент температуры на границе раздела фаз находился в достаточно узком интервале: от $7 \cdot 10^3$ до $11,5 \cdot 10^3$ К/с. Тепловые

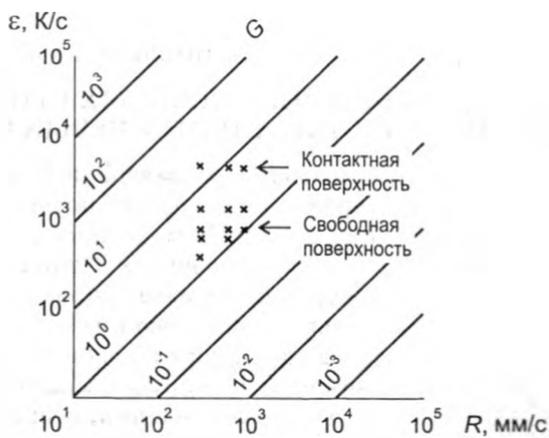


Рис. 1. Влияние скорости затвердевания R на толщину ленты d , скорость охлаждения расплава ε и температурный градиент G

параметры на противоположной стороне зависят от толщины ленты. Скорость охлаждения расплава колебалась от $4 \cdot 10^2$ до $1,5 \cdot 10^3$ К/с, а температурный градиент на границе фаз изменялся от 10^3 до $8 \cdot 10^3$ К/с.

Различие в тепловых условиях затвердевания приводит к формированию структурной неоднородности по сечению. При получении лент толщиной 0,5...2,5 мм микроструктура характеризуется формированием столбчатых кристаллов на охлаждающей поверхности и равноосными зернами на свободной поверхности (рис. 2).

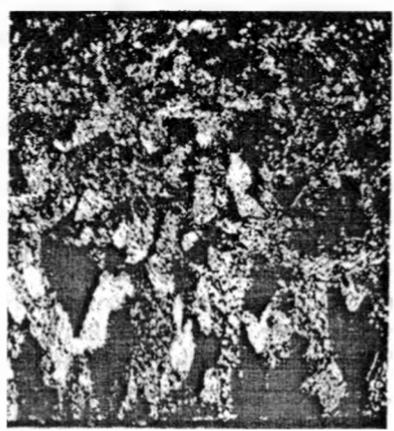


Рис. 2. Структура ленты толщиной 2,5

Необходимо отметить, что формирование равноосной или столбчатой структуры зависит от химического состава сплава и наличия модификаторов. Установлено, что при формировании дендритной структуры (характерной для системы алюминий – железо) вторичные дендриты растут под углами $20...30^\circ$ и $60...70^\circ$ к нормали поверхности ленты, подтверждая значительную однородную анизотропию процесса затвердевания. Анализ текстуры полученных лент показал наличие текстуры $\langle 111 \rangle$ волокнистой структуры, что является неожиданным, так как обычно текстура роста для литых сплавов с кубической решеткой должна быть $\langle 100 \rangle$ [4]. Можно предположить, что текстура $\langle 111 \rangle$ является компромиссным случаем, который способствует максимальной скорости кристаллизации (объемному росту), т.е. существует экстремальный принцип, при котором расплав стремится максимально быстро понизить свою энтальпию. Кроме того, в отличие от обычного режима затвердевания при скоростном литье дендритные направления отличаются от ориентации столбчатых кристаллов.

Большое разнообразие микроструктур затвердевания наблюдается при литье алюминиевых сплавов, в первую очередь при наличии высокой концентрации переходных металлов. При содержании железа менее 2% (по массе) наблюдается подавление формирования первичного интерметаллида Al_3Fe , а внутри дендритов обнаруживаются дисперсоиды, соответствующие составу Al_6Fe .

С повышением содержания железа до 8% структура по сечению приобретает более сложный характер (рис. 3, а). В ней можно выделить несколько фаз алюминия с железом, которые различаются степенью травимости. Кроме того, присутствуют мелкие первичные интерметаллиды Al_3Fe , а на контактной поверхности наблюдаются включения интерметаллидов Al_6Fe . Однако по сечению ленты структура сохраняется достаточно мелкозернистой.

Резкое изменение характера микроструктуры по сечению ленты наблюдается при увеличении содержания железа до 12% (рис. 3, б). Крупные первичные интерметаллиды Al_3Fe пронизывают практически все сечение ленты. Полученная лента характеризуется хрупкостью.

Ввод хрома совместно с цирконием в сплав алюминия с 8% железа способствовал формированию мелкозернистой и более равномерной по сечению структуры (рис. 3, в). Четко просматриваются три зоны, различающиеся по своему строению, что свидетельствует о различной морфологии процесса затвердевания.

Необходимо отметить, что сплавы алюминия с железом характеризуются способностью сохранять высокие физико-механические свойства при повышенной температуре ($>250^\circ C$). Кроме того, они обладают и высокой износостойкостью, особенно если интер-

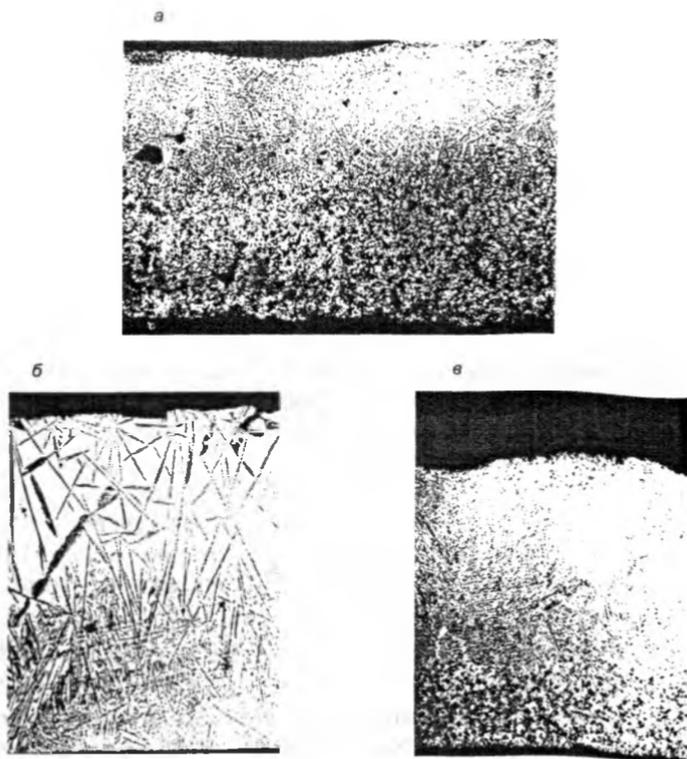


Рис. 3. Микроструктура лент из сплава Al - 8% Fe (а), Al - 12% Fe (б) и Al - 8% Fe - 0,5% Cr - 0,5% Zr (в) ($\times 50$)

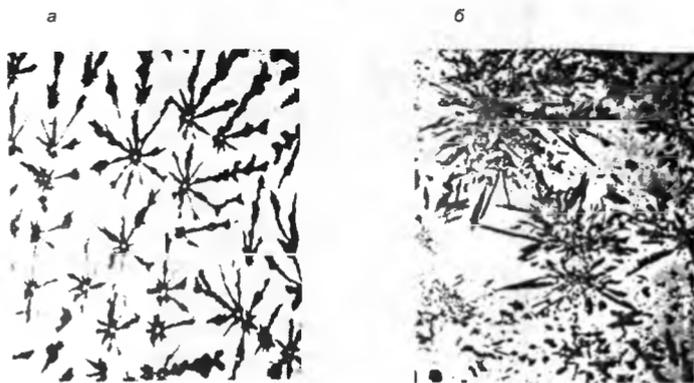


Рис. 4. Формирование звездной структуры в сплавах алюминий - железо ($\times 1000$)

металлиды алюминия с железом формируются не в иглоподобной форме, а в виде «звезд» (рис. 4, а). Такие же формирования наблюдаются и при наличии в сплаве кроме железа хрома и циркония (рис. 4, б). Правда, эти звездоподобные формирования имеют более сложный состав. Ленты, имеющие структурные составляющие, приведенные на рис. 4, имели износ при сухом трении почти на два порядка ниже, чем обычные ленты. Испытания проводились при возвратно-поступательном движении при нагрузке на стальной шарик 20 г и скорости 5,5 мм/с. Испытания свидетельствуют о том, что сплавы алюминия с железом могут служить в качестве антифрикционного материала для некоторых узлов трения.

ЛИТЕРАТУРА

1. Jones, H. Rapid Solidification of Metals and Alloys / H. Jones // The Institution of Metallurgists. 1982. 83 p.
2. Li, B.Q. Production Thin Strips by Twin-Roll Casting / B.Q. Li // Journal of Metals. 1995. V. 47. № 5. P. 29 – 33.
3. Калиниченко, А.С. Управляемое направленное затвердевание и лазерная обработка: теория и практика / А.С. Калиниченко, Г.В. Бергманн. Мн.: Технопринт, 2001. 367с.
4. Структура металлов: пер. с англ.: в 2 ч. Ч. 2 / Ч.С. Баррет, Т.Б. Масальский. М.: Металлургия. 1981. 344 с.

УДК 621.791.7

В.Н. КОВАЛЕВСКИЙ, д-р техн. наук,
А.В. КОВАЛЕВСКАЯ, канд. техн. наук,
И.В. ФОМИХИНА, канд. техн. наук,
С.В. ГРИГОРЬЕВ, А.Е. ЖУК (БНТУ)

ЗАЩИТА АЛМАЗНЫХ КРИСТАЛЛОВ НАНОСТРУКТУРНЫМИ ПОКРЫТИЯМИ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ КОМПОЗИЦИИ АЛМАЗ – КАРБИД КРЕМНИЯ

Алмазные синтетические микропорошки (АСМ), выпускаемые зернистостью от 60...40 до 1...0 мкм, обладают нормальной абразивной способностью и износостойкостью, имеют высокие механические и физико-химические свойства и находят применение при изготовлении композитов с органической, металлической и керамической связками. Особое место занимают композиты на основе алмаза с карбидокремниевой связкой, изготавливаемые путем реакционного спекания. Такие композиты, относящиеся к сверхтвердым материалам, позволяют получать абразивные изделия инструментального назначения, в которых сочетаются высокие удельные характеристики прочности и жесткости с высокими износостойкостью и твердостью. Трудности окончательной механической обработки сверхтвердого материала сдерживают широкое применение композита алмаз – карбид кремния в промышленности. Получение таких материалов сталкивается с трудностями окисления и графитации алмаза при нагреве, что сопровождается потерями массы алмаза и требует использования вакуумных высокотемпературных технологий [1].

Алмазные синтетические порошки производят из графита с определенными металлическими растворителями, используя устройства и камеры сверхвысокого давления. Необходимые условия для изготовления синтетических алмазов – нагрев до температуры 1500...1600 °С и обработка высоким давлением 5,5...6 ГПа. Полученные синтетические алмазы не обладают высокой стойкостью к окислению на воздухе и при 620 °С сгорают, превращаясь в диоксид углерода (СО₂), поэтому для защиты их от окисления используют покрытия. Существующие покрытия алмазных кристаллов никелем, хромом и титаном неоднородны и имеют низкую прочность.

Уровень достаточной прочности может быть достигнут на керамических покрытиях. Из керамических покрытий алмаза интерес представляют покрытия из карбида кремния, которые можно создать, например, за счет управления реакцией химического взаимодействия пара SiO и поверхности алмаза [2]. Исследование механизма нанесения покрытия на алмазные порошки размерами 40...60 и 8...16 мкм показало, что плотные слои карбида кремния толщиной 10 нм могут формироваться в процессе графитации тонких поверхностных слоев алмаза и реакции оксида кремния с углеродом. Экспериментальные данные по оценке сопротивления окислению алмазов, покрытых тонким слоем карбида кремния, при нагреве в диапазоне температур 600...1000 °С и наличии окислительной среды показали, что интенсивное окисление алмаза происходит при температуре 800 °С, что на 200 °С выше, чем для непокрытого алмаза.

В задачу данного исследования входили разработка метода нанесения тонкопленочных керамических покрытий путем отдельного синтеза на кристаллы алмаза, путем магнетронного распыления, выбор режимов напыления, оценка стойкости к окислению алмазов с покрытием и выяснение условий, обеспечивающих снижение потерь массы алмаза, связанных с графитацией при нагреве и химическом взаимодействии полученного углерода и жидкого кремния при формировании композита алмаз – карбид кремния. Раздельный синтез предполагает нанесение тонкопленочного наноструктурного покрытия из смеси атомов кремния и углерода низкотемпературной плазмой в оптимальных режимах и последующую термическую обработку покрытия в вакууме или защитной атмосфере с образованием керамического покрытия карбида кремния [3]. В процессе исследования определяли температуру синтеза ($\text{Si} + \text{C} = \text{SiC}$) карбида кремния в покрытии, оценивали стойкость алмаза с покрытием ($\text{Si} + \text{C}$) и алмаза с многослойным покрытием $(\text{Si} + \text{C})\text{Al}/\text{C}$ (алмаз) с тонким (10 нм) слоем алюминия к окислению и стабильность свойств покрытия при нагреве.

В качестве исходного материала использовали алмазные микрошлифовальные порошки АСМ 100...80; 80...63; 63...50; 50...40; 14...10 и 7...5 (ГОСТ 9206–80) со средним размером частиц 100...80; 80...63; 63...50; 50...40; 14...10 и 5...7 мкм, которые служили основным сырьем для получения композита алмаз – карбид кремния реакционным спеканием применительно к изделиям с повышенной износостойкостью.

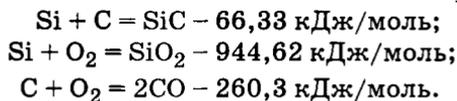
Перед нанесением покрытия поверхность кристаллов алмаза активировали путем обработки порошка алмаза в плазме тлеющего разряда (плазмирующий газ – аргон) при давлении $5 \cdot 10^{-3}$ торр в режиме: напряжение $U = 1250$ В, сила тока $I = 0,15$ А, время обработки 300 с.

Для нанесения покрытия применяли композиционный распыляемый катод, который обеспечивал одновременное распыление двух компонентов (углерода и кремния). Низкотемпературной плазмой на поверхность кристаллов алмаза наносили тонкопленочное покрытие толщиной до 160 нм из смеси атомов кремния и углерода. Режим обработки: $I = 2,5$ А, давление $P = 0,5$ Па, расстояние от катода до порошка $l = 150$ мм, время обработки 1,5 ч. Непрореагировавшее покрытие из смеси атомов кремния и углерода формировалось на поверхности алмаза вследствие использования дополнительных перфорированных катодов, устанавливаемых на пути эмиссионного потока и отсекающих высокоэнергетические ионы и электроны [4]. При этом температура на поверхности кристаллов не увеличивалась более 100 °С. Для повышения степени защиты покрытия (Si + C) от окисления дополнительно наносили слой алюминия толщиной 10 нм. На воздухе наружный слой покрытия образовывал оксид алюминия (Al₂O₃).

Определение температуры реакционного спекания карбида кремния в покрытиях на кристаллах алмаза проводили путем испытания на dilatометре предварительно уплотненных порошков Si + C/C (алмаз) и (Si + C)Al/C (алмаз), осуществляя нагрев в диапазоне температур 600...1000 °С. Начало процесса спекания фиксировали по изменению линейных размеров образца.

Соппротивление окислению исследовалось с помощью TG-DTA-измерений. Порошки SiC/C (алмаз) получали нагревом Si + C/C (алмаз) в вакууме при температуре 750 °С в течение 2 ч. Процесс окисления порошков Si + C/C (алмаз) и (Si + C)Al/C (алмаз) осуществляли, размещая их в платиновом тигле, при нагреве до 600, 800 и 1000 °С в течение 1...3 ч на воздухе с определением относительного изменения массы порошка за счет окисления.

В процессе окисления при нагреве протекают реакции, активность которых была рассчитана для температуры 800 °С:



Анализ термодинамических показателей процессов протекания реакций при окислении алмаза с покрытием Si + C/C (алмаз) показал, что наиболее активно протекают реакции окисления кремния. При температуре 800 °С возможность образования карбида кремния на воздухе невелика. Образование слоя из карбида кремния за счет реакции кремния и углерода проходило в условиях вакуумного нагрева. Оценивали стойкость алмаза с покрытием к графитации.

Для оценки термической стабильности алмазных кристаллов с покрытием изготавливали образцы диаметром 10 мм и высотой 10 мм

по технологии, описанной в работе [5]. Шихту для получения композиции алмаз – карбид кремния приготавливали из покрытых порошков алмаза, первичного карбида кремния и свободного кремния. Шихту прессовали с технологическими добавками, после удаления которых образец имел пористость 12...16%. Окончательную обработку – реакционное спекание – осуществляли в специальных засыпках. Необходимый для реакции $\text{Si} + \text{C} = \text{SiC}$ углерод вводили в исходную шихту путем покрытия порошков алмаза и карбида кремния пиролитическим углеродом (12% от массы алмаза).

Дилатометрические исследования показали, что в порошках с покрытием $\text{Si} + \text{C}/\text{C}$ (алмаз) химическое взаимодействие углерода и кремния в вакууме начинается при температуре 650 °С и заканчивается при температуре 800 °С. В порошках с покрытием $(\text{Si} + \text{C})\text{Al}/\text{C}$ (алмаз) реакция образования карбида кремния начинается при температуре 635 °С и заканчивается при температуре 780 °С. Это позволяет предполагать, что активные свободные атомы кремния и углерода требуют малой дополнительной энергии для протекания в условиях вакуума химической реакции между кремнием и углеродом.

Нагрев порошков с покрытием в окислительной среде показал, что окисление покрытия из смеси атомов кремния и углерода начинается при температуре 800 °С. Выдержка в течение 3 ч приводит к интенсивному окислению кристаллов алмаза. При температуре 1000 °С и выдержке 1 ч алмазный порошок с покрытием превращается в графит и выгорает. Для порошков $(\text{Si} + \text{C})\text{Al}/\text{C}$ (алмаз) окисление происходит при температуре 800 °С и длительной выдержке (3 ч). При температуре 1000 °С и выдержке 3 ч алмазный порошок с комбинированным покрытием превращается в графит и выгорает. Это объясняется, по-видимому, тем, что при нагреве без вакуума для образования карбида кремния требуется больше энергии, чем для окисления, и покрытие частично окисляется, не образует плотной оболочки вокруг кристалла алмаза и не препятствует его графитации.

Важной характеристикой покрытия является прочность его соединения с кристаллом алмаза. Качественную оценку прочности осуществляли испытаниями кристаллов алмаза с покрытием раздавливанием частиц на прессе. После испытаний оценивали адгезионную прочность, изучая тонкую структуру частиц с покрытием. Испытания проводили на порошках различной зернистости с покрытием атомами кремния и углерода в аналогичных режимах. Общий вид разрушенных частиц алмаза размерами 100...80 мкм представлен на рис. 1.

Сложная конфигурация кристаллов алмаза привела к тому, что на определенных участках покрытие разрушилось. Однако по основному контуру наблюдается хороший контакт со значительной адгезионной прочностью.

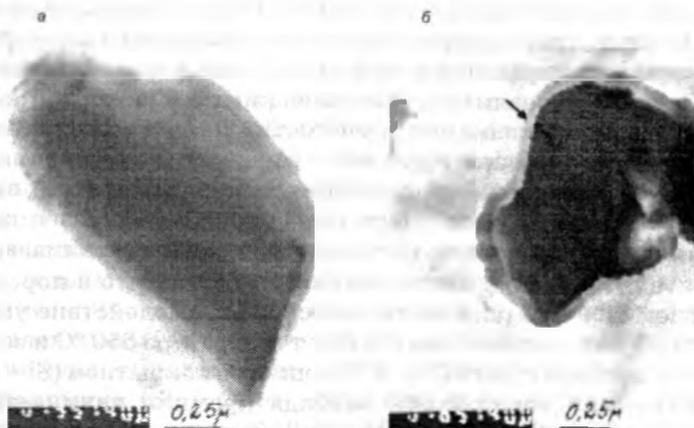


Рис. 1. Частица алмаза 100...80 с наноструктурным покрытием смеси атомов Si + C:
а - толщиной 80 нм; *б* - толщиной 100 нм

Для кристаллов алмаза размерами 80...63 мкм, на которые были нанесены наноструктурные покрытия толщиной 50...60 нм, характерно отделение покрытия от граней кристалла, имеющих сложную форму. Надо полагать, что деформация кристаллов алмаза при раздавливании на прессе сопровождается упругими напряжениями, которые приводят к отрыву покрытия от основы. На плоских поверхностях покрытие не отделяется от кристалла алма-

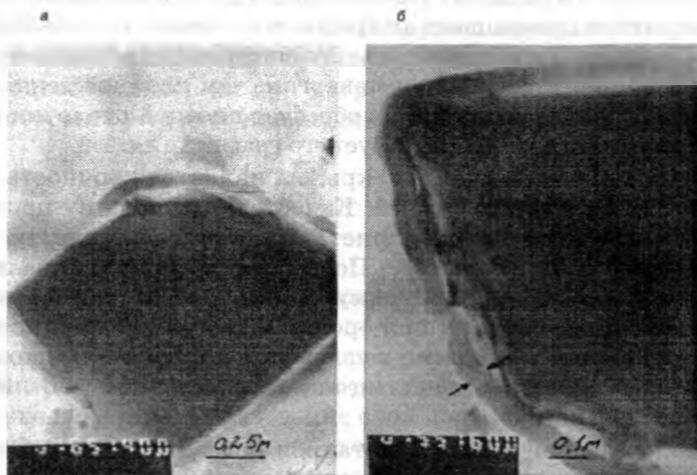


Рис. 2. Частицы алмаза АСМ 80...63 с покрытием:
а - толщиной 50 нм; *б* - толщиной 60 нм

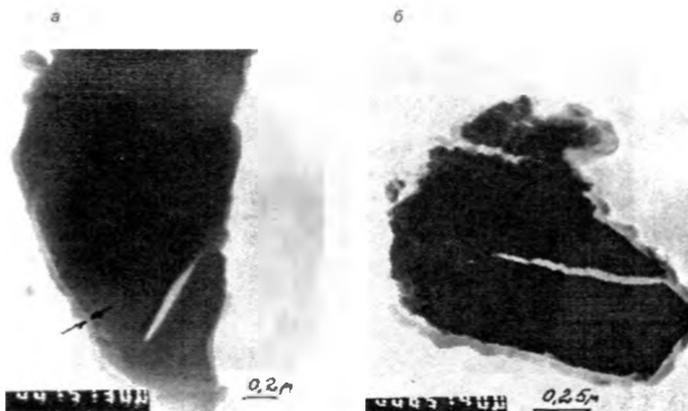


Рис. 3. Частицы алмаза 63...50, покрытые Si + C толщиной 30...60 нм

за (рис. 2). Покрытия меньшей толщины (30...60 нм) на кристаллы алмаза размерами 63...50 мкм более качественные (рис. 3, а). Разрушение связи между покрытием и основой наблюдается только в тех зонах, для которых характерны малые углы сопрягаемых поверхностей (рис. 3, б).

Частицы размерами 50...40 имеют достаточно хорошее по адгезионной прочности покрытие толщиной 60...80 нм. Покрытие наносили в течение 1 ч.

Структура разрушенных на прессе частиц алмаза с покрытием представлена на рис. 4.

Основные исследования выполнялись на порошках АСМ 14...10. Тонкая структура покрытия смеси кремния и углерода приведена на рис. 5.

Следует отметить, что оболочка покрытия состоит из кристаллов графита, расположенных на кремниевой матрице достаточно равномерно.

На рис. 6 представлена тонкая структура покрытия кристаллов алмаза после обработки тлеющим разрядом и последующим отжигом на воздухе. Она состоит из смеси частиц графита и кремния, которая в контакте с алмазом переходит в карбид кремния аморфной структуры.

Вид порошковой частицы с покрытием, обработанной тлеющим разрядом, приведен на рис. 7.

Тонкая структура таких частиц с покрытием содержит два слоя: первый на контакте с алмазом – аморфный, второй – с кристаллической структурой, что подтверждается картиной микродифракции.

Выполненные исследования показали, что химическое взаимодействие Si и C при нагреве в вакууме приводит к образованию α -

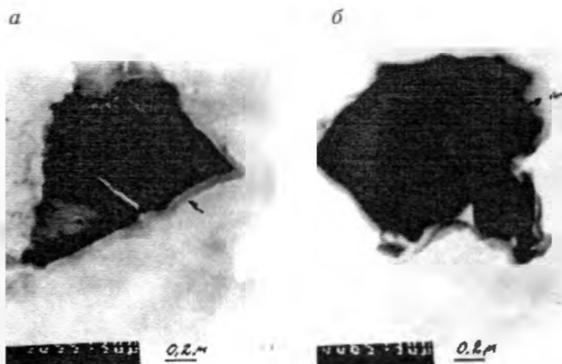


Рис. 4. Частицы алмаза 50...40 с покрытием Si + C толщиной 60 нм:
a – для частиц простой формы; *б* – для частиц сложной формы

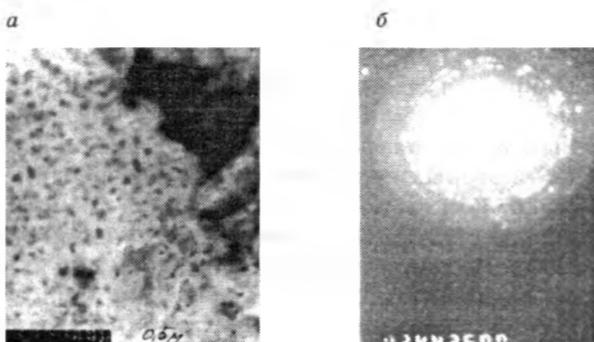


Рис. 5. Тонкая структура покрытия кремния и углерода на кристаллы алмаза АСМ 14...10:
a – структура покрытия; *б* – дифрактограмма

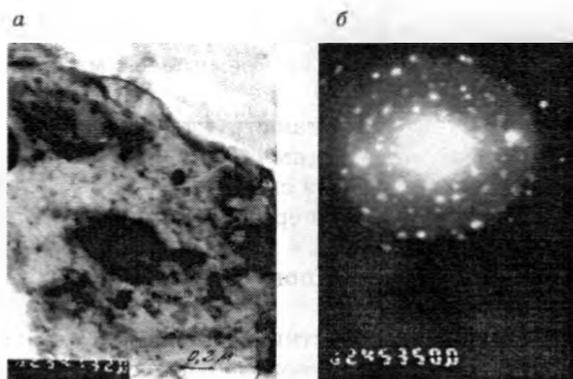


Рис. 6. Тонкая структура покрытия Si + C после обработки тлеющим разрядом и отжигом при температуре 800 °С:
a – структура покрытия; *б* – дифрактограмма

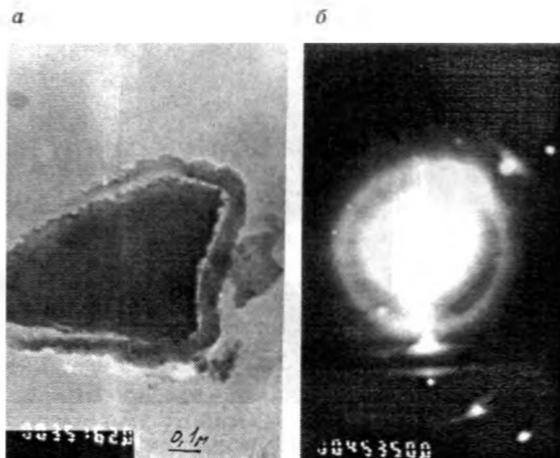


Рис. 7. Структура частицы с покрытием Si + C, обработанная плазмой тлеющего разряда:

а – структура покрытия; *б* – дифрактограмма

SiC. Карбид кремния в виде тонкой оболочки располагается на поверхности кристалла алмаза. Микродифракционные картины локальных зон спекания позволили установить, что реакция образования карбида кремния прошла полностью.

В структуре композиции присутствует алмаз (кубическая решетка) и α -SiC (гексагональная решетка). Свободных кремния и графита не обнаружено. Значительное различие в коэффициентах термического расширения между алмазом и карбидом кремния не приводит к разрушению оболочки SiC, так как при нагреве происходит релаксация термических напряжений в процессе изменения объема оболочки за счет химической реакции. В зоне контакта с алмазом в оболочке наблюдается частичная аморфизация SiC, о чем свидетельствует образование дифракционных колец.

Тонкая структура порошков частиц алмаза с двойным покрытием Si + C и тонким слоем Al (10 мкм) после нагрева до температуры 800 °C состоит из частиц алмаза, карбида кремния и Al_2O_3 (рис. 8).

Присутствие Al_2O_3 в виде тонких слоев между частицами карбида кремния положительно сказывается на процессе спекания алмазных частиц с покрытием между собой, так как является активирующей добавкой при спекании карбида кремния.

Исследования структуры композиционного материала алмаз – карбид кремния, полученной по второму варианту технологии (реакционное спекание в засыпке), показали, что после реакционного спекания при температуре 1500 °C формируется композиция алмаз – карбид кремния, в которой частицы алмаза сохранили свои

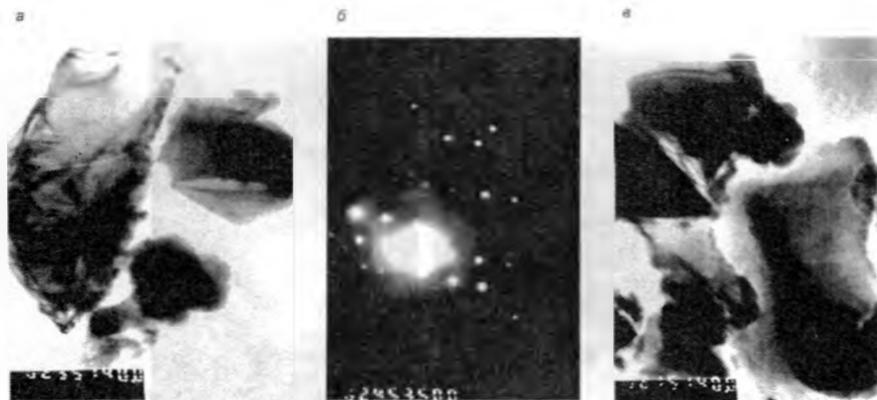


Рис. 8. Тонкая структура частиц алмаза с покрытием кремнием и углеродом с тонким слоем алюминия:

a – тонкая структура покрытия; *б* – дифрактограмма; *в* – структура зоны соединения Al_2O_3 и SiC

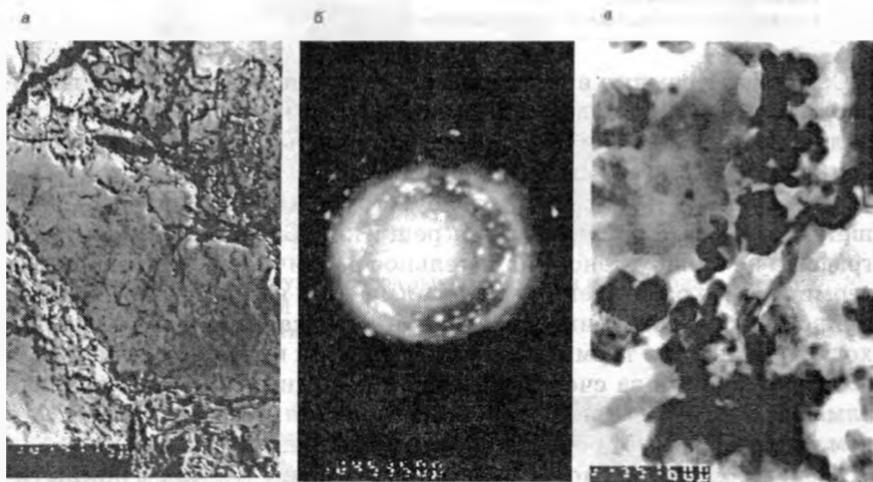


Рис. 9. Фрактограммы поверхности разрушения композиции алмаз – карбид кремния, полученной спеканием в засыпках:

a – тонкая структура покрытия; *б* – дифрактограмма; *в* – зона соединения

размеры. Они окружены оболочкой SiC, препятствующей графитизации алмаза. Фрактограммы поверхности разрушения образца композиции алмаз – карбид кремния, выполненные в виде реплик, представлены на рис. 9.

Исследования вязкости разрушения композиции алмаз – карбид кремния, выполненные инденторным методом, показали, что материал матрицы (SiC) имеет значения K_{1C} в пределах $10...12 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{-0,5}$.

По характеристикам вязкости разрушения материал приближается к твердым сплавам.

Таким образом, с помощью метода магнетронного распыления композиционных катодов получены тонкопленочные покрытия кремния и углерода, установлены условия образования карбида кремния аморфной структуры на кристаллах алмаза. Определена стойкость алмазов к окислению при наличии защитных покрытий. Она превышает стойкость незащищенных алмазов на 200...400 °С в зависимости от вида покрытия; более высокие значения получены при создании многослойных покрытий с формированием на поверхности оксидов алюминия. Получены порошки с многослойным покрытием, что обеспечило формирование композиции алмаз – карбид кремния с карбидокремниевой матрицей с высокой вязкостью разрушения.

Разработаны методы нанесения тонкопленочных композиционных покрытий на микрошлифпорошки алмаза, основанные на принципах раздельного синтеза. Низкотемпературная плазма и использование композиционных катодов позволяют формировать покрытие из смеси атомов кремния и углерода. Последующий нагрев до температуры 650...800 °С приводит к образованию наноструктурных покрытий карбида кремния. Стойкость алмаза с покрытием к окислению повышается на 200...400 °С. Показано, что сформированная композиция алмаз – карбид кремния с предварительно нанесенным покрытием формирует карбидокремниевую матрицу, препятствующую графитации алмаза при высоких температурах. Полученный сверхтвердый материал обладает высокими плотностью и физико-механическими свойствами.

ЛИТЕРАТУРА

1. Гордеев, С.К. Новые возможности применения износостойких алмазных композиционных материалов / С.К. Гордеев, С.Г. Жуков, Л.В. Данчукова // Инструментальный світ. 2003. № 2. С. 4 – 6.

2. Гордеев, С.К. Алмазные композиционные конструкционные материалы / С.К. Гордеев // Теория и практики технологий производства изделий из композиционных материалов и новых металлических сплавов. Тр. междунар. конф. 27 – 30 августа 2003. М.: Знание, 2004. С. 37 – 41.

3. Shimoo, T. Mechanism of Formation of SiO with Graphite and CO / T. Shimoo [et al.] // J. Japan Inst. Metals 52 3 279 – 87 19885.

4. Ковалевский, В.Н. Исследование эмиссионных процессов в плазме тлеющего разряда и их адаптация к магнетронным распылительным системам / В.Н. Ковалевский, К.Б. Фигурин, Б.Л. Фигурин // Металлургия. 2002. Вып. 26. С. 87 – 91.

5. Ковалевский, В.Н. Технологические особенности получения композиций алмаз – карбид кремния с использованием высоких давлений / В.Н. Ковалевский [и др.] // Материалы, технологии, инструменты. 2005. Т. 10. № 1. С. 62 – 66.

В.Н. КОВАЛЕВСКИЙ, д-р техн. наук,
И.В. ФОМИХИНА, канд. техн. наук, А.Е. ЖУК (БНТУ),
Д.Г. САЧАВА (РУП «БМЗ»)

ПРЕВРАЩЕНИЯ В НАНОСТРУКТУРНЫХ ПОКРЫТИЯХ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ КОМПОЗИЦИИ АЛМАЗ – КАРБИД КРЕМНИЯ

Высокие физико-механические свойства карбида кремния при повышенных температурах в сочетании с высокими твердостью, износостойкостью, теплопроводностью синтетических алмазов позволяют получать в композициях на их основе оптимальные удельные характеристики прочности и жесткости, стабильность свойств при повышенных температурах, высокие износостойкость и теплопроводность. По свойствам композиты алмаз – карбид кремния занимают промежуточное положение между алмазом и твердыми сплавами. Если в таком композите будет достигнут высокий показатель вязкости разрушения, это сделает материал перспективным для изготовления абразивного и формующего инструмента, тепловых труб и других изделий, работающих в условиях высоких температур, давлений, агрессивных сред. По твердости (50...55 ГПа) композиция алмаз – карбид кремния может быть отнесена к сверхтвердым материалам, теплопроводность ее превосходит теплопроводность таких металлов, как медь и серебро, по износостойкости превосходит на два порядка твердые сплавы. Широкое применение композиции алмаз – карбид кремния в промышленности ограничивается трудностями механической обработки сверхтвердого материала.

Наиболее перспективная из известных технологий получения таких композиций – пропитка пористой заготовки из кристаллов алмаза жидким кремнием, что сопровождается частичной графитацией алмаза и образованием карбида кремния, пронизывающего алмазный каркас. Особенностью технологии является реакционное спекание композита, что обеспечивает безударную технологию, исключаящую окончательную механическую обработку [1]. Несмотря на большие преимущества такой технологии, она имеет ряд недостатков, связанных с потерей массы алмаза и формированием в структуре карбида кремния свободного кремния.

Анализ строения и свойств исходных алмазных порошков марки АСМ показал, что использование крупных микрошлифовальных порошков размерами от 100 до 40 мкм позволяет гарантировать высокие абразивные свойства композиции алмаз – карбид кремния. Более мелкие фракции (менее 10 мкм) обеспечивают повышенную износостойкость материала. Сочетание крупных и мелких (как минимум в 5 раз меньше) фракций позволяет

создавать композицию с высокими износостойкостью и абразивными свойствами. Однако применение мелких фракций алмаза в технологии пропитки приводит к большой (до 50%) потере массы алмаза. Для устранения этого недостатка предложена технология реакционного спекания шихты, содержащей тщательно перемешанные следующие компоненты: кристаллы алмаза, порошки кремния и углерода, а также порошки первичного карбида кремния [2].

Реакционное спекание шихты проводится при температуре 1550 °С, при которой кремний находится в жидком состоянии. Однако при температуре выше 1000 °С алмаз активно превращается в графит. Поэтому в предложенной технологии получения композиции алмаз – карбид кремния предусматривается предварительное тонкопленочное покрытие кристаллов алмаза. Оно наносится путем магнетронного распыления композиционного катода, что позволяет получать наноструктурные покрытия из смеси атомов кремния и углерода.

Целью исследований являлось изучение процессов превращения в наноструктурных покрытиях при реакционном спекании композиции алмаз – карбид кремния, формирования структуры и свойств покрытия.

Исследования выполняли на алмазных микрошлифпорошках АСМ 7...5 и 14...10. Перед нанесением покрытия поверхность кристаллов алмаза активировали в магнетронной распылительной системе путем обработки порошка алмаза в плазме тлеющего разряда в атмосфере аргона в следующем режиме: напряжение $U = 1250$ В, сила тока $I = 0,15$ А, время обработки 300 с.

Наноструктурное (толщиной 40...120 нм) покрытие из смеси атомов кремния и углерода наносили при следующих параметрах: $I = 2,5$ А, $P = 0,5$ Па, расстояние от катода до порошка $l = 150$ мм, время нанесения покрытия 0,2...1,5 ч.

Исследование фазового состава и структуры покрытия показало, что оно состоит из свободного кремния и углерода. Фрактограмма поверхности кристаллов алмаза АСМ 14...10 с покрытием представлена на рис. 1.

Наружная поверхность кристаллов алмаза с покрытием повторяет строение поверхности исходных кристаллов алмаза. Толщина покрытия определялась на электронном микроскопе по анализу частиц, разрушенных раздавливанием на прессе. При времени напыления 0,2 ч толщина составляет 10 нм, при времени напыления 1,5 ч она равна 120 нм.

Оценку фазовых превращений в покрытии при нагреве в вакууме до температуры 1000 °С осуществляли на dilatометре. Установлено, что начало превращений, связанных с образованием карбида кремния, наблюдается при температуре 650 °С, а заканчива-

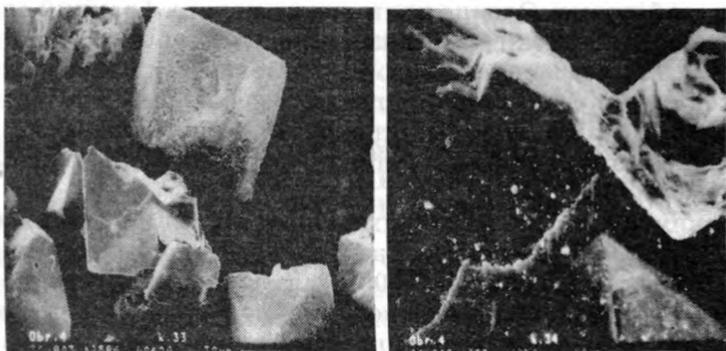


Рис. 1. Кристаллы алмаза АСМ 14...10, покрытые кремнием и углеродом: а – общий вид частиц; б – фрактограмма поверхности

ется процесс образования SiC при температуре 780 °С. Структура покрытия алмаза представлена на рис. 2.

Анализ показал, что фазовые превращения в материале завершились полностью. Структура представляет собой карбидокремниевую матрицу с кристаллами алмаза, размеры которых после термообработки не изменились.

При времени напыления 0,2 ч толщина покрытия составляет 10 нм. После термической обработки такого покрытия на поверхности алмаза формируется аморфный слой карбида кремния. Последующее напыление на этот слой кремния и углерода формирует слоистое покрытие, наружный слой которого состоит из смеси атомов кремния и углерода. Для формирования вторичного карбида крем-

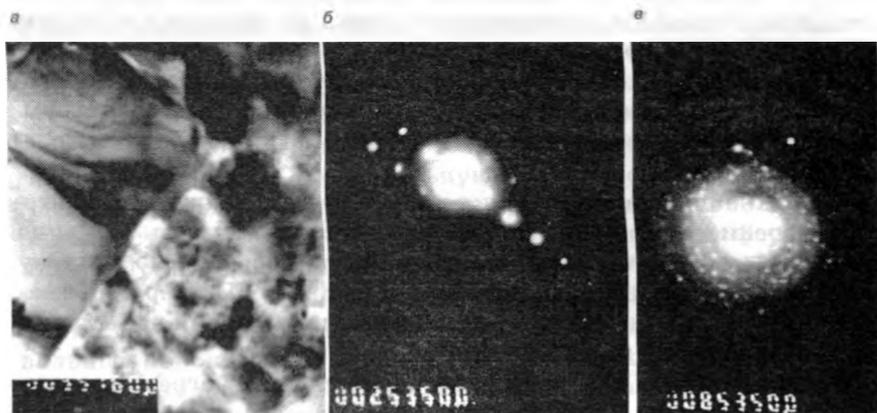


Рис. 2. Тонкая структура покрытия алмаза АСМ 14...10: а – зона соединения алмаз – SiC; б, в – фрактограммы зоны соединения

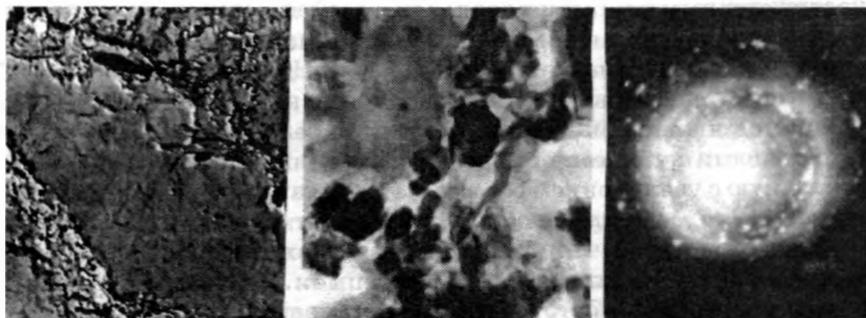


Рис. 3. Тонкая структура композиции алмаз – карбид кремния, полученная реакционным спеканием алмаза с многослойным покрытием:
 а – структура покрытия; б – зона соединения кремний – углерод – силумин; в – фрактограмма зоны соединения

ния в процессе реакционного спекания на поверхность слоистого покрытия наносят слой углерода толщиной 140 нм магнетронным или пиролитическим методом.

Для получения покрытия большой толщины проводили многослойное покрытие: первый слой – кремний + углерод толщиной 60 нм, второй – силумин (Al, Si) толщиной 10 нм, третий – кремний + углерод толщиной 80 нм, четвертый – алюминий толщиной 10 нм. Присутствие алюминия между слоями кремния и углерода обеспечивает более активное спекание карбида кремния.

Наружный слой алюминия на воздухе превращается в оксид алюминия и выступает активатором процесса спекания карбида кремния. Структура частиц порошка с многослойным покрытием представлена на рис. 3.

Композиционный материал алмаз – карбид кремния получен реакционным спеканием шихты, содержащей кристаллы алмаза АСМ 14...10 со слоистым покрытием и порошок первичного карбида кремния с последующим покрытием их пиролитическим углеродом (16% от массы алмаза и карбида кремния), а также свободный кремний (20% от этой же массы). Вязкость разрушения материала $K_{1c} = 10...12 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{0,5}$, микротвердость карбидокремниевой матрицы составляла 5314 кгс/мм^2 , прочность на сжатие достигла 650 МПа.

Для композиции, полученной на основе кристаллов алмаза АСМ 7...5, вязкость разрушения составляла $K_{1c} = 10...11,5 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{0,5}$, микротвердость карбидокремниевой матрицы – 5099 кгс/мм^2 , прочность на сжатие – 510 МПа.

Анализ структуры и свойств композиционного материала с наноструктурным покрытием показал, что активные атомы кремния и углерода покрытия обеспечивают превращение SiC в покрытие при более низких температурах. При нагреве до температуры 1550 °С графитации алмазов не наблюдается, так как кристаллы алмаза находятся в прочной оболочке карбида кремния, которая не дает возможности кубической решетке алмаза перестроиться в гексагональную с увеличением объема материала. Присутствие в структуре материала оксида алюминия повышает его теплопроводность. Следует отметить, что более высокие технологические характеристики исходных алмазов АСМ 14...10 по сравнению с кристаллами АСМ 7...5 обеспечивают получение качественных наноструктурных покрытий, которые формируют более высокие свойства композиционного материала алмаз – карбид кремния.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Гордеев, С.К.* Композиты алмаз – карбид кремния – новые сверхтвердые, конструкционные материалы для машиностроения / С.К. Гордеев // Вопросы материаловедения. 2001. № 3. С. 31 – 40.
2. Структурообразование карбидокремниевой матрицы в композиции алмаз – карбид кремния / В.Н. Ковалевский [и др.] // Огнеупоры и техническая керамика. 2005. № 5. С. 8 – 14.

УДК 666.792.6

Е.С. ГОЛУБЦОВА, канд. техн. наук,
Б.А. КАЛЕДИН, канд. техн. наук,
Д.И. ПЛОТНИКОВ (БНТУ),
Н.Б. КАЛЕДИНА (БГТУ)

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СОДЕРЖАНИЯ НАНОМЕТРИЧЕСКИХ ЧАСТИЦ КАРБИДА КРЕМНИЯ НА ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ И ПРОЧНОСТЬ НИТРИДНОЙ КЕРАМИКИ

Композиционные материалы с керамическими матрицами могут быть подразделены по размеру структурных единиц на две группы: микрокомпозиты и нанокомпозиты [1]. Упрочняющие фазы, имеющие линейные размеры на уровне микрометров (дисперсные частицы или нитевидные кристаллы), распределены по границам зерен основной (матричной) составляющей. Главная цель введения упрочняющих фаз состоит в повышении трещиностойкости. Нанокомпозиционные материалы по структурному признаку могут быть подразделены на интер- и интер/нано-типы [2]. Для первого и второго типов характерно распределение дисперсных частиц упрочняющей фазы в пределах или по границам

зерен матричной фазы соответственно. При этом обеспечивается повышение таких свойств, как твердость, трещиностойкость, прочность, не только при комнатной температуре, но и при высоких температурах. Нано/нано-структурные композиционные материалы состоят из нанодисперсных частиц обеих фаз. Такая структура обеспечивает повышение не только трещиностойкости и прочности, но и механической обрабатываемости и высокотемпературной пластичности.

Для изготовления нанокompозитов могут быть использованы процессы порошковой металлургии и керамической технологии (смешивание компонентов, формование, спекание без или с применением давления, включая горячее изостатическое прессование).

В ходе исследований был проведен эксперимент для изучения влияния содержания наночастиц SiC размером ≈ 1 мкм и температуры испытаний на трещиностойкость (K_{1c} , МПа·м^{0,5}) и предел прочности (σ_B , МПа) в композите Si₃N₄ – SiC.

Для проведения эксперимента был выбран план 3 × 3 [3], где 3 – три уровня содержания наночастиц SiC (5, 20 и 35 % (по объему)) и три уровня температуры испытаний (1200, 1300 и 1400 °C).

Ошибка воспроизводимости результатов опытов не превысила 1% от среднего значения и соответственно для $y_1 = K_{1c}$ составила $S_1 = 0,06$ МПа·м^{0,5} и для $y_2 = \sigma_B - S_2 = 5$ МПа.

В качестве параметров оптимизации были выбраны трещиностойкость K_{1c} и предел прочности σ_B (y_1 и y_2 соответственно), а в качестве управляемых факторов – содержание SiC (x_1) и температура испытания (x_2).

Матрица плана 3 × 3 и результаты опытов приведены в табл. 1, где x_1 и x_2 – кодированные уровни факторов.

Таблица 1

Матрица плана 3 × 3

Номер опыта	x_1	x_2	$x_1 x_2$	x_1^2	x_2^2	y_1	y_2
1	–	–	+	+	+	5,26	692
2	–	0	0	+	0	5,60	815
3	–	+	–	+	+	6,00	939
4	0	–	0	0	+	6,24	1385
5	0	0	0	0	0	6,64	1508
6	0	+	0	0	+	7,04	1632
7	+	–	–	+	+	5,44	985
8	+	0	0	+	0	5,84	1108
9	+	+	+	+	+	6,24	1231

После обработки результатов опыта по методике, приведенной в работе [3], и проверки значимости коэффициентов уравнений были получены адекватные модели:

$$y_1 = K_{1c} = 6,64 + 0,12 x_1 + 0,39x_2 - 0,92x_1^2; \quad (1)$$

$$y_2 = \sigma_B = 1508,5 + 146,3 x_1 + 123,2 x_2 - 546,4 x_1^2. \quad (2)$$

Из уравнений (1) и (2) видно, что наибольшее влияние на оба параметра оптимизации оказывает содержание наночастиц SiC (x_1); влияние температуры испытаний (x_2) несколько меньше.

При $x_2 = +1$ ($t = 1400$ °C) оба уравнения представлены в виде параболы:

$$y_1 = 7,03 + 0,12 x_1 - 0,92x_1^2; \quad (1a)$$

$$y_2 = 1632 + 146,3 x_1 - 546,4x_1^2. \quad (2a)$$

Уравнение (1a) имеет точку перегиба экстремума $x_{1e} = \frac{0,12}{2 \cdot 0,92} = 0,065$ (21% (по объему) SiC), в которой $y_{1s} = 7,21$ МПа·м^{0,5},

а уравнение (2a) имеет точку перегиба экстремума $x_{1e} = \frac{146,3}{2 \cdot 546,4} = 0,134$ (22% (по объему) SiC), в которой $y_2 = 1642$ МПа.

Таким образом, зависимость K_{1c} и σ_B от содержания дисперсной нанофазы немонотонная, максимум K_{1c} (7,21 МПа·м^{0,5}) соответствует содержанию примерно 21% (по объему) SiC в Si₃N₄, а максимум σ_B (1642 МПа) – примерно 22% (по объему) SiC в нитридной керамике. Формирование наноструктуры значительно повышает K_{1c} и σ_B керамических композитов (K_{1c} – с 4,5 до 7,2 МПа·м^{0,5}, а σ_B – с 850 до 1640 МПа).

Обращает на себя внимание тот факт, что данный композит имеет бóльшие прочность и трещиностойкость при повышенных температурах. Транскристаллитный характер разрушения в композиционных материалах сохраняется вплоть до высоких температур (1200 °C и более). Дисперсные частицы SiC препятствуют протеканию процессов зернограничного проскальзывания и кавитационного образования полостей в пределах зерен матрицы, а также способствуют торможению дислокаций при деформации.

Наноккомпозиты $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiC}$ смешанного нано- и интерструктурного типа проявляют значительную устойчивость к замедленному разрушению, происходящему в результате субкритического подрастания трещины, поскольку частицы SiC , расположенные по границам зерен, снижают среднюю скорость подрастания трещины через размягчающуюся при высоких температурах фазу, формируемую спекающимися добавками. В результате этого композиты $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiC}$ сохраняют высокие прочность и трещиностойкость при температуре 1500 °С.

Между K_{1c} и σ_b существует тесная корреляционная связь, так как коэффициент парной корреляции между этими параметрами оптимизации, рассчитанной по данным, приведенным в табл. 1, оказался равным 0,9383 ($r_{1,2} = 0,9388$), что намного больше табличного (критического) значения $r_{кр} = 0,7977$ (при уровне значимости $\alpha = 0,01$ и степени свободы $f = n - 2 = 7$). Это позволяет выразить данную связь в виде корреляционного уравнения

$$y_2 = \sigma_b = 522 y_1 - 2003 \quad (3)$$

или

$$y_1 = 3,84 + 0,02y_2. \quad (3a)$$

Таким образом, определив $\sigma_b = y_2$, можно по уравнению (3a) рассчитать $y_1 = K_{1c}$.

Полученные результаты позволяют сделать вывод, что введение наночастиц карбида кремния в композит $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiC}$ резко увеличивает (в 1,6 – 1,9 раза) трещиностойкость и предел прочности при высоких температурах (1200...1400 °С). Между этими характеристиками существует тесная корреляционная связь.

ЛИТЕРАТУРА

1. Niihara, K. Nano-design and mechanical properties of structural ceramics / K. Niihara // Mat. Inst. Sci. and Res. Osaka Univ. 1992. V. 49. № 1. P. 21–28.
2. Баринов, С.И. Прочность технической керамики / С.И. Баринов, В.Я. Шевченко. М.: Наука, 1996. 154 с.
3. Вознесенский, В.А. Статистические методы планирования экспериментов в технико-экономических исследованиях / В.А. Вознесенский. М.: Статистика, 1974. 192 с.

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЕ ОКИСЛЕНИЕ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Тугоплавкие материалы на основе карбида кремния (SiC), нитрида кремния (Si_3N_4) и нитрида алюминия (AlN) могут быть использованы в качестве футеровки алюминиевых электролизеров вместо углеродистой футеровки [1]. К этим материалам предъявляют высокие требования в плане коррозионной стойкости в расплавах электролита, в алюминии и при высокотемпературном окислении на воздухе. Это обусловлено тем, что в период разогрева (обжига) и пуска электролизера указанные соединения окисляются, а образующиеся оксиды затем растворяются в криолитоглиноземном расплаве и алюминии, усиливая тем самым коррозию в расплавах. Особое значение это имеет для пористых материалов, которые в начальный период процесса окисляются по всему объему изделия.

Проведенные ранее исследования окисления указанных материалов в среде кислорода и воздуха [2] не всегда позволяют сделать однозначный выбор материала для боковой футеровки, поскольку недостаточно учитывают конкретные особенности технологии его получения.

При компактировании исходных порошков тугоплавких материалов существенно изменяются их свойства, что связано с введением в материал активирующих спекание добавок, с определенным изменением фазового состава, размера зерен, состояния поверхности и т.д. [3]. В связи с этим представляет интерес изучение процесса высокотемпературного окисления образцов футеровочных плит из тугоплавких материалов, которые могут быть использованы в металлургической промышленности.

В данной работе представлены результаты окисления SiC , Si_3N_4 и AlN на воздухе в интервале температур 930...1000 °С. Образцы получали путем высокотемпературного спекания из порошков указанных материалов, основная примесь в которых – железо (Fe). Его содержание в AlN составляло 0,3, а в Si_3N_4 и SiC – соответственно 0,8 и 0,5% (по массе). Компактные образцы с одинаковой геометрической площадью поверхности шлифовали и методом гидростатического взвешивания определяли их плотность и открытую пористость. Высушенный до постоянной массы образец закрепляли на платиновой проволоке, соединенной с электромагнитными весами, и помещали в печь на уровне горячего

спая ХА-термопары. Точность поддержания температуры составляла $\pm 2,5$ °С.

Для проведения эксперимента был выбран трехфакторный несимметричный план $2 \times 3 \times 3$, где 2 – два уровня материала (SiC и Si_3N_4), а 3 – три уровня температуры испытаний (960, 1010 и 1060 °С) и три уровня продолжительности окисления (1, 3 и 5 ч). Ошибка воспроизводимости опытов составляла $0,413 \text{ мг/см}^2$ ($S_1 = 0,413$).

В качестве отклика (параметра оптимизации) была выбрана потеря массы Δm образца, мг/см^2 ($y_1 = \Delta m$).

Матрица плана и результаты опытов приведены в табл. 1. Обработку результатов проводили по методике, приведенной в работе [4]. В табл. 1 x_1 , x_2 и x_3 – кодированные уровни вида материала ($x_1 = -1$, SiC; $x_1 = +1$, Si_3N_4), времени и температуры соответственно.

Таблица 1

Матрица плана $2 \times 3 \times 3$

Номер опыта	x_1	x_2	x_3	$x_1 x_2$	$x_1 x_3$	$x_2 x_3$	x_2^2	x_3^2	y_1	y_2
1	-	-	-	+	+	+	+	+	3,6	3,1
2	-	-	0	+	0	0	+	0	5,6	3,7
3	-	-	+	+	-	-	+	+	8,0	4,4
4	-	0	-	0	+	0	0	+	6,0	4,5
5	-	0	0	0	0	0	0	0	8,0	6,4
6	-	0	+	0	-	0	0	+	11,2	9,5
7	-	+	-	-	+	-	+	+	7,6	5,3
8	-	+	0	-	0	0	+	0	10,0	9,9
9	-	+	+	-	-	+	+	+	13,2	13,2
10	+	-	-	-	-	+	+	+	2,8	3,6
11	+	-	0	-	0	0	+	0	6,0	4,4
12	+	-	+	-	+	-	+	+	9,6	5,2
13	+	0	-	0	-	0	0	+	4,8	5,6
14	+	0	0	0	0	0	0	0	8,8	7,6
15	+	0	+	0	+	0	0	+	14,0	12,4
16	+	+	-	+	-	-	+	+	5,2	7,2
17	+	+	0	+	0	0	+	0	10,4	13,6
18	+	+	+	+	+	+	+	+	16,8	17,6

После статистической обработки результатов эксперимента и проверки значимости коэффициентов уравнения получена адекватная модель:

$$y_1 = \Delta m = 8,61 + 0,29x_1 + 2,3x_2 + 3,57x_3 + 1,03x_1x_3 + 1,5x_2x_3 - 0,72x_2^2 + 0,43x_3^2. \quad (1)$$

Из уравнения (1) видно, что наибольшее влияние на потерю массы ($y_1 = \Delta m$) оказывает температура (x_3), затем время выдержки (x_2). Влияние материала (x_1) не столь существенно. Наибольшее окисление ($y_{1\max} = 16,8 \text{ мг/см}^2$) будет при $x_1 = +1$, $x_2 = +1$ и $x_3 = +1$, т.е. для Si_3N_4 ($\tau = 5 \text{ ч}$, $t = 1060 \text{ }^\circ\text{C}$). Минимальная потеря массы ($y_{1\min} = 2,8 \text{ мг/см}^2$) получена при $x_1 = +1$, $x_2 = -1$ и $x_3 = -1$, т.е. для Si_3N_4 ($\tau = 1 \text{ ч}$, $t = 960 \text{ }^\circ\text{C}$).

Таким образом, процессы окисления SiC и Si_3N_4 с открытой пористостью (Π) 33 – 34% подчиняются параболическому временному закону. До температуры 960 °C более стойким к окислению на воздухе является нитрид кремния. При дальнейшем повышении температуры скорость окисления Si_3N_4 превышает скорость окисления SiC, что обусловлено свойствами образующихся промежуточных фаз оксикарида и оксинитрида кремния.

Исследование окисления образцов из AlN с пористостью 20 и 23% проводили по тому же плану $2 \times 3 \times 3$, где 2 – два уровня пористости (20 и 23%), 3 – три уровня времени окисления (1, 3 и 5 ч) и три уровня температуры испытаний (930, 980 и 1080 °C). Ошибка воспроизводимости опыта составляла 0,43 ($S_2 = 0,43 \text{ мг/см}^2$).

Результаты испытаний (y_2) приведены в последнем столбце табл. 1.

После обработки результатов эксперимента получено адекватное уравнение в виде полинома:

$$y_2 = 7,6 + x_1 + 3,5x_2 + 2,8x_3 + 2,8x_3 + 0,7x_1x_2 + 0,4x_1x_3 + 1,9x_2x_3.$$

Здесь большее влияние оказывает время окисления (x_2), затем температура (x_3). Влияние пористости (x_1) в данном случае меньше.

Максимальная потеря массы ($y_2 = 17,6 \text{ мг/см}^2$) получена в условиях опыта № 18, т.е. когда факторы находились на верхних уровнях ($\Pi = 23\%$, $\tau = 5 \text{ ч}$ и $t = 1030 \text{ }^\circ\text{C}$), минимальное окисление ($y_2 = 3,1 \text{ мг/см}^2$) получено при $x_1 = -1$, $x_2 = -1$ и $x_3 = -1$, т.е. при $\Pi = 20\%$, $\tau = 1 \text{ ч}$ и $t = 930 \text{ }^\circ\text{C}$. Впрочем, с учетом ошибки опыта ($S_2 = 0,43$) примерно такая же величина окисления ($y_2 = 3,6$) будет получена при $\Pi = 23\%$, $\tau = 1 \text{ ч}$ и $T = 930 \text{ }^\circ\text{C}$ (опыт № 10).

Таким образом, AlN вполне может быть использован в качестве боковой футеровки, поскольку он обладает высокой стойкостью к окислению в криолитоглиноземных расплавах.

На основании проведенных исследований кинетики окисления образцов футерованных плит из тугоплавких материалов можно сделать вывод о возможном применении материалов на основе SiC и AlN в качестве боковой футеровки алюминиевых электролизеров.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Войтович, Р.Ф.* Окисление тугоплавких соединений / Р.Ф. Войтович, Э.А. Пугач. М.: Металлургия, 1978. 112 с.
2. *Самсонов, Г.В.* Тугоплавкие соединения / Г.В. Самсонов, И.М. Веницкий. М.: Металлургия, 1976. 560 с.
3. *Свойства, получение и применение тугоплавких соединений* / под ред. Т.Я. Косолаповой. М.: Металлургия, 1986. 928 с.
4. *Вознесенский, В.А.* Статистические методы планирования эксперимента в технико-экономических исследованиях / В.А. Вознесенский. М.: Статистика, 1974. 192 с.

УДК 621.762:669.017

Г.Г. ГОРАНСКИЙ, канд. техн. наук,
Б.А. КАЛЕДИН, канд. техн. наук (БНТУ)

СТАТИСТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕХАНОСИНТЕЗА АМОРФНЫХ ПОРОШКОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА

Механические и триботехнические свойства износостойких покрытий из сплавов на основе железа могут быть улучшены формированием в покрытии макрообъемов с аморфной и наноразмерной структурой. Одним из рациональных вариантов создания подобных покрытий может быть использование в качестве наносимого материала аморфных порошков на основе системы Fe-Ni-Cr-B-Si-Mo-Co, полученных в результате механосинтеза и диспергирования в атритторе [1], в сочетании с их высокоскоростным газопламенным напылением [2].

Целью данной работы было обоснование возможности сохранения порошком метастабильной аморфной составляющей при его температурной обработке. Это оценивается по величине параметров перекристаллизации при отжиге аморфных сплавов указанной системы [1, 2]. Обладая подобной информацией, можно прогнозировать допустимую интенсивность и длительность температурного воздействия на материал в процессе его газопламенного напыления с частичным сохранением аморфной составляющей или ее полной перекристаллизацией [1, 2].

Температурная стабильность аморфных порошковых композиций обусловлена методом их получения, длительностью и режимами предварительной обработки порошков [1-3]. В данной работе рассматриваются два варианта получения аморфного порошка: закалка из расплава и механосинтез с последующим диспергированием в атритторе и без диспергирования.

Механический синтез порошка аморфного сплава Fe-Ni-Cr-B-Si-Mo-Co и его диспергирование осуществлялись в атритторе с вертикальной осью вращения импеллера при энергонапряженности $I = 1,4$ Вт/г. В качестве определяющего параметра процессов ат-

третичной обработки (АО) была принята величина механической энергии E_D , прошедшей через материал за время τ ($E_D = I\tau$) [1–3].

Механосинтез проводился в течение 12 ч до достижения материалом уровня аморфизации не менее $S_0 = 85\%$ при прохождении через порошковую шихту энергии деформации $E_D = 52, \dots, 54, 2$ кДж/г. Дальнейшая АО и отжиг образцов проводились как для этого материала, так и (с целью сравнения) для сплава того же состава, полученного закалкой расплава при скорости охлаждения $\Delta E/\Delta t = 4 \cdot 10^5$ К/с.

Идентификация отдельных кристаллических фаз, а также момент их зарождения при отжиге аморфного сплава определялись методом рентгенофазового анализа на дифрактометре «Дрон-3» в монохроматизированном Co $K\alpha$ -излучении [1–3]. Методика оценки параметров перекристаллизации и степени деформационного воздействия на материал также полностью соответствовала ранее используемым авторами методикам работ [1–3].

Поскольку микротвердость H_μ аморфного сплава после АО, а также кинетика и параметры его последующей перекристаллизации при нагреве (энергия активации процесса E_a , кДж/моль; температура перекристаллизации T_V , К; интенсивность экзотермического эффекта ΔT , К; показатель Джонсона – Мела – Аврами n) являются функцией энергии деформационного воздействия на материал E_D в процессе АО [1–3], с целью выделения определяющих факторов предварительной обработки материала было осуществлено статистическое моделирование процесса механосинтеза аморфной порошковой композиции и ее последующей АО. В качестве контролируемых функциональных параметров оптимизации были приняты вышеперечисленные величины H_μ (Y_1), E_a (Y_2), n (Y_3), ΔT (Y_4), T_V (Y_5), а в качестве управляемых внешних факторов – способ подготовки порошкового материала: закалка при скорости охлаждения $\Delta T/\Delta \tau = 4 \cdot 10^5$ К/с или механосинтез при $E_D = 52, 8$ кДж/г (X_1), а также энергия деформационного воздействия на материал E_D в процессе АО (X_2).

При проведении эксперимента был выбран план 2×3 , где 2 – два уровня способа обработки (закалка, механосинтез), а 3 – три уровня энергии деформации E_D .

Опыты проводились в случайном порядке, ошибки воспроизводимости опытов составляли $S_1 = 0, 117$ ГПа, $S_2 = 4, 94$ кДж/моль, $S_3 = 0, 0276$, $S_4 = 3$ К и $S_5 = 20$ К. Матрица плана и результаты опытов приведены в табл. 1, где X_1 , X_2 – кодированные уровни факторов: способа приготовления порошка ($X_1 = -1$ – закалка; $X_1 = +1$ – механосинтез) и обработки в атритторе при различных значениях энергии деформации ($X_2 - E_D = 0; 12, 5$ и 25 кДж/г).

План эксперимента 2×3 при статистическом моделировании
механосинтеза аморфного порошка

Номер опыта	X_1	X_2	X_1X_2	X_2^2	$Y_1 = H_\mu$	$Y_2 = E_a$	$Y_3 = n$	$Y_4 = \Delta T$	$Y_5 = T_V$
1	-	-	+	+	10,667	320	2,307	220	756
2	-	0	0	0	12,112	400	2,773	315	802
3	+	-	-	+	11,722	520	3,000	380	818
4	+	-	-	+	10,889	458	2,467	235	498
5	+	0	0	0	12,278	584	2,933	300	834
6	+	+	+	+	12,278	682	3,107	335	850

После статистической обработки результатов эксперимента по методике работы [4] и проверки значимости коэффициентов уравнений были получены адекватные модели:

$$Y_1 = H_\mu, \text{ ГПа} = 12,195 + 0,157X_1 + 0,611X_2 - 0,806X_2^2; \quad (1)$$

$$Y_2 = E_a, \text{ кДж/моль} = 492 + 81X_1 + 0,106X_2 + 6X_1X_2; \quad (2)$$

$$Y_3 = n = 2,853 + 0,081X_1 + 0,333X_2 - 0,133X_2^2; \quad (3)$$

$$Y_4 = \Delta T, \text{ К} = 307,5 - 7,5X_1 + 65X_2 - 15X_1X_2 - 15X_2^2; \quad (4)$$

$$Y_5 = T_V, \text{ К} = 818 + 28,5X_2. \quad (5)$$

Из уравнения (1) видно, что на микротвердость получаемой композиции H_μ наибольшее влияние оказывает $E_D(X_2)$ при ее АО, влияние же способа приготовления порошка (X_1) намного меньше. Максимальное значение $H_\mu = 12,35$ ГПа получено при $X_1 = +1$ и $X_2 = 0$, т.е. при механосинтезе и последующей АО с $E_D = 12,5$ кДж/г.

Если в уравнение (1) подставить $X_1 = +1$, получим уравнение наработки

$$Y_1 = 12,352 + 0,611X_2 - 0,806X_2^2$$

с точкой перегиба $X_{2e} = 0,379$ ($E_D = 17,2$ кДж/г), в которой $Y_1 = 12,47$ ГПа. С учетом же ошибки эксперимента ($S_1 = 0,117$ ГПа) этот результат практически не отличается от $Y_1 = 12,35$ ГПа.

Анализ уравнения (2) также показывает, что на энергию активации процесса перекристаллизации аморфного порошка при нагреве наибольшее влияние оказывает энергия деформации порошка при его предварительной АО $E_D(X_2)$. При ее возрастании идет неуклонный рост E_a . Максимальное значение получено при $X_1 =$

= +1 (механосинтез) и $X_2 = +1$ ($E_D = 25$ кДж/г). В этом случае $E_a = 685$ кДж/моль.

Из уравнений (3) – (5) также видно, что на параметры перекристаллизации $Y_3 = n$, $Y_4 = \Delta T$ и $Y_5 = T_V$ наибольшее влияние оказывает энергия деформации порошка при его предварительной АО E_D (X_2). Более того, на $T_V = Y_5$ первый фактор – способ получения порошка (X_1) – не влияет, как это видно из уравнения (5).

Таким образом, можно сделать вывод, что сплавы, полученные механосинтезом ($X_1 = +1$), обладают более высокой температурной стабильностью.

Определенный интерес представляет выявление тесноты связи между исследуемыми параметрами оптимизации. Для этого рассчитали коэффициенты парной корреляции: $R_{1,2}$, $R_{1,3}$, $R_{1,4}$, $R_{1,5}$, $R_{2,3}$, $R_{2,4}$, $R_{2,5}$, $R_{3,4}$, $R_{3,5}$ и $R_{4,5}$ по формуле

$$R_{ij} = \frac{\sum_1^N \Delta Y_i \Delta Y_j}{\sqrt{\sum_1^N \Delta Y_i^2 - \sum_1^N \Delta Y_j^2}},$$

где ΔY_i , ΔY_j – разности между текущим и средним значениями параметров Y_i и Y_j , т.е. $\Delta Y_i = Y_i - \bar{Y}_i$, а $\Delta Y_j = Y_j - \bar{Y}_j$. В результате получили следующие значения коэффициентов парной корреляции:

$$R_{1,2} = 0,924; \quad R_{1,3} = 0,99;$$

$$R_{1,4} = 0,958; \quad R_{1,5} = 0,905;$$

$$R_{2,3} = 0,947; \quad R_{2,4} = 0,960;$$

$$R_{2,5} = 0,957; \quad R_{3,4} = 0,859;$$

$$R_{3,5} = 0,945; \quad R_{4,5} = 0,931,$$

что выше табличного значения $R_{кр} = 0,8114$ (при $\alpha = 0,05$ и $f = 6 - 2 = 4$). Это позволяет выразить связь между всеми параметрами в виде линейных корреляционных уравнений:

$$Y_2 = E_a = 169,2Y_1 - 1485,6; \tag{6}$$

$$Y_3 = n = 0,44Y_1 - 2,39; \tag{7}$$

$$Y_4 = \Delta T = 81,94Y_1 - 661,25; \tag{8}$$

$$Y_5 = T_V = 1,628 + 0,0023Y_2; \tag{9}$$

$$Y_4 = \Delta T = 75,71 + 0,45Y_2; \quad (10)$$

$$Y_5 = T_V = 690,61 + 0,249Y_2; \quad (11)$$

$$Y_4 = \Delta T = 165Y_3 - 158,8; \quad (12)$$

$$Y_5 = T_V = 538,7 + 98Y_3; \quad (13)$$

$$Y_5 = T_V = 660,365 + 0,502Y_4. \quad (14)$$

Уравнения (6) – (14) позволяют по одному из параметров рассчитать все остальные. Значения рассчитанных коэффициентов корреляции сведены в табл. 2.

Таблица 2

Значения коэффициентов корреляции

Параметр	Y_1	Y_2	Y_3	Y_4	Y_5
H_μ		0,924	0,99	0,958	0,905
E_a	0,924		0,947	0,961	0,957
n	0,99	0,947		0,859	0,945
ΔT	0,958	0,961	0,859		0,931
T_V	0,905	0,957	0,945	0,931	

На основе полученных результатов можно сделать вывод, что деформационное воздействие на аморфный материал при его АО снижает содержание присутствующих в виде примесей кристаллических фаз, нарушает ближний порядок расположения атомов, существенно уменьшает коэффициенты диффузии элементов, сокращает число зародышей новых фаз и скорость их роста, тормозя процесс перекристаллизации и вызывая переход от нестабильной структуры к метастабильной.

Для исследования кинетики перекристаллизации аморфного сплава Fe-Ni-Cr-B-Si-Mo-Co был также проведен эксперимент по плану 3x3, где 3 – три уровня времени отжига, с (0, 750 и 1500) и три уровня предварительной подготовки порошковой композиции (закалка со скоростью $\Delta T/\Delta t = 4 \cdot 10^5$ К/с без АО, отжиг при $T_V = 755$ К; закалка со скоростью $\Delta T/\Delta t = 4 \cdot 10^5$ К/с + 6 ч АО при $E_D = 26,7$ кДж/г, отжиг при $T_V = 818$ К; 12 ч механосинтез при $E_D = 52,8$ кДж/г + АО при $E_D = 26,4$ кДж/г, отжиг при $T_V = 852$ К).

В качестве параметра оптимизации (Y_6) выбрали содержание аморфной фазы S_A , %. Ошибка воспроизводимости опытов $S_6 = 1,3\%$ (1,7% от среднего значения $Y_6 = 75\%$). Матрица плана и результаты опытов приведены в табл. 3.

Матрица плана и результаты исследования кинетики перекристаллизации

Номер опыта	X_1	X_2	X_1X_2	X_1^2	X_2^2	$Y_6, \%$
1	-	-	+	+	+	82,7
2	-	0	0	+	0	96,7
3	-	+	-	+	+	100,0
4	0	-	0	0	+	60,0
5	0	0	0	0	0	90,0
6	0	+	0	0	+	94,7
7	+	-	-	+	+	20
8	+	0	0	+	0	56,7
9	+	+	+	+	+	73,3

После обработки результатов получена адекватная модель в виде полинома второго порядка:

$$Y_6 = C_A, \% = 87,8 - 21,6X_1 + 17,6X_2 + 9X_1X_2 - 10X_1^2 - 9,4X_2^2. \quad (15)$$

Из уравнения (15) видно, что наибольшее влияние на содержание аморфной фазы оказывает время отжига (X_1). Максимальное же содержание этой фазы ($Y_6=100\%$) получается при $X_1 = -1$ и $X_2 = +1$, т.е. в отсутствии отжига ($\tau = 0$) при следующем оптимальном режиме получения порошка: 12 ч механосинтез в атритторе при $E_D = 52,8$ кДж/г + 6 ч АО при $E_D = 26,4$ кДж/г. В этом случае сплав Fe-Ni-Cr-B-Si-Mo-Co полностью аморфизирован, обладает высокой температурной стабильностью: энергия активации перекристаллизации $E_a = 680,7$ кДж/моль, показатель $n = 3,12$. Именно этот режим аморфизации порошковой композиции был принят в качестве базового при подготовке материала для последующего его газотермического напыления на рабочие поверхности роликов для прокатки катанки круга 5,5 (металлокорд) в сортопрокатном цехе РУП «БМЗ». Для стана 150 изготовлена опытно-промышленная партия роликов 12 типоразмеров в количестве 5500 штук. Опытные прокатные ролики изготовлены из стали 30 с покрытиями толщиной 0,5...0,6 мм рабочих поверхностей вышеуказанным сплавом. В структуре покрытий сохраняется до 35 об.% метастабильной аморфной составляющей.

Натурные испытания роликов свидетельствуют: материалы покрытий за счет аморфной составляющей в структуре, метастабильной при напылении и в условиях эксплуатации, имеют более высокие механические и триботехнические свойства, чем традиционно применяемые на РУП «БМЗ» для изготовления прокатных роликов термообработанные высоколегированные стали [3]. Это

обеспечивает увеличение стойкости опытных деталей по сравнению с базовым вариантом до 7,5 раза (с 200 до 1500 т проката). Использование покрытий с аморфной составляющей на рабочих поверхностях роликов не снижает качества поверхности проката. Стоимость опытных деталей ниже по сравнению с базовым вариантом в 1,16 раза.

ЛИТЕРАТУРА

1. Горанский, Г.Г. О повышении при механоактивации температурной стабильности аморфных сплавов на основе железа / Г.Г. Горанский // *Металлургия*. 2002. № 26. С. 119–124.
2. Горанский, Г.Г. О кинетике и параметрах перекристаллизации метастабильных аморфных сплавов на основе железа / Г.Г. Горанский // *Металлургия*, 2003. № 27. С. 89–93.
3. Горанский, Г.Г. Особенности механосинтеза аморфных порошков на основе Fe для газотермического напыления покрытий / Г.Г. Горанский, Е.Д. Манойло // *Вестник ПГУ*. 2003. № 4. Т. 2. С. 47–52.
4. Вознесенский, В.А. Статистические методы планирования эксперимента в технико-экономических исследованиях / В.А. Вознесенский. М.: Финансы и статистика, 1981. 264 с.

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ

УДК 621.771.2

Л.А. ИСАЕВИЧ, д-р техн. наук, Д.М. ИВАНИЦКИЙ (БНТУ)

СПОСОБ ПОВЫШЕНИЯ УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТИ И ДОЛГОВЕЧНОСТИ МАЛОЛИСТОВЫХ РЕССОР

Основными причинами, обуславливающими отказ рессор, являются усталостные разрушения листов и износ концов в коренных листах. Реже встречаются срез и смятие центрального болта, износ пальца и втулки ушка, поломка кронштейнов, потеря упругих свойств подвески.

Очаги зарождения трещин находятся, как правило, на вогнутой (работающей на растяжение) поверхности листа и соответствуют местам контакта с соседними листами или деталями крепления рессор.

Известен способ упрочнения рессорных листов, при котором осуществляют дробную деформацию поверхности дробеструйной обработкой для повышения упрочнения металла путем создания на его поверхности напряжений сжатия [1]. Недостатки этого способа поверхностного упрочнения – повышенный шум, низкая экологичность, необходимость частой замены или очистки дробы, невозможность регулирования параметров процесса.

Предлагаемый способ поверхностного упрочнения заключается в дробной деформации при прокатке с созданием в поверхностном слое рессоры фасонной полосчатой деформированной структуры, состоящей из параллельных канавок периодического профиля (рис. 1).

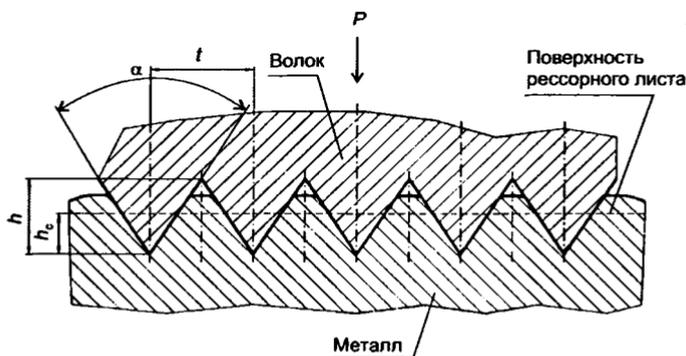


Рис. 1. Схема процесса деформирования

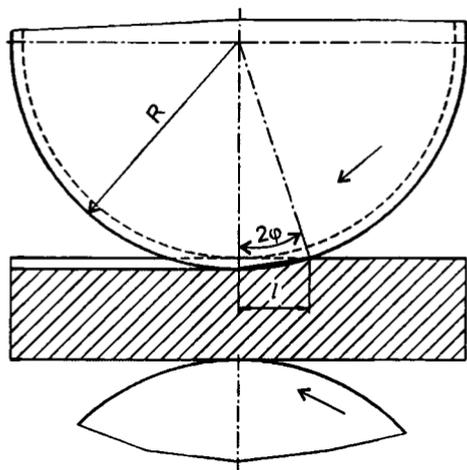


Рис. 2. Схема процесса прокатки

Полосчато-деформированную структуру выполняют на вогнутой стороне рессоры, так как она наиболее подвержена действию растягивающих напряжений, а во втором исполнении – на обеих сторонах. Чередующиеся канавки треугольного профиля с углом при вершине выступа α и глубиной впадины h располагаются на поверхности с шагом t вдоль рессорных листов. Глубина внедрения колеблется в пределах $0,8 \dots 1,2$ мм.

Направленная ориентация поверхностно-деформированных канавок образует полосчатую структуру (аналогично армирующим волокнам), которые обладают высокими механическими свойствами.

В результате такой обработки с плоских поверхностей рессорного листа удаляется окалина. Упрочненные канавки также являются препятствиями для лавинообразного распространения трещин по ширине рессорного листа.

При теоретическом анализе формирования рельефа в листовом материале будем рассматривать как процесс заполнения впадин деформирующего инструмента деформируемым металлом. Приближенная схема решения, основанная на усреднении напряжений в сечениях деформируемого металла и принятии упрощенного уравнения пластичности, соответствует реальному процессу для случаев малых значений коэффициента контактного трения на границе металла со стенками впадин и небольших углов уклона впадин [2, 3].

Чтобы упростить дальнейшие выводы, заменим дугу контакта металла с валком хордой (рис. 2). Выделим этот участок для одной

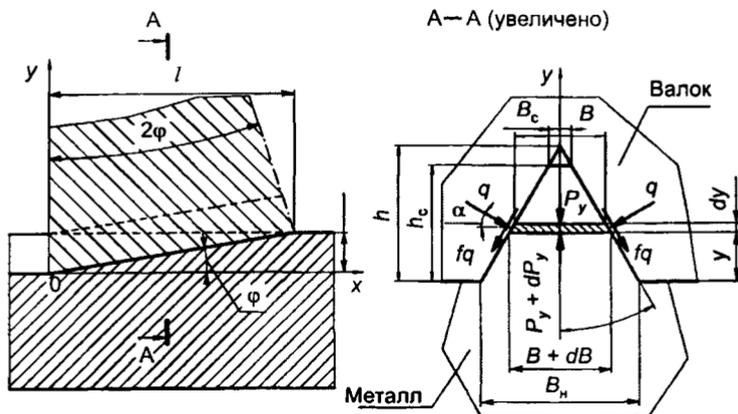


Рис. 3. Схема формообразования рельефной поверхности

канавки. С целью получения решения профиль кольцеобразной впадины представим в виде треугольника (рис. 3).

Уравнение равновесия выделенного элемента единичной длины в деформируемом металле для произвольного поперечного сечения впадины запишем в виде

$$(P_y + dP_y)(B + dB) - P_y B - 2q \frac{dy}{\cos \alpha} \sin \alpha - 2fq \frac{dy}{\cos \alpha} \cos \alpha = 0,$$

где P_y – напряжение, действующее в вертикальном направлении в выделенном элементарном сечении; B – ширина выделенного элементарного сечения; q – напряжение, действующее на контакте между стенкой впадины и металлом в выделенном элементарном сечении.

Подставляя в данное уравнение значение $dy = \frac{dB}{2\lg \alpha}$ и пренебрегая бесконечно малыми величинами второго порядка, получаем:

$$dP_y - (q - P_y) \frac{dB}{B} - \frac{fq}{\lg \alpha} \frac{dB}{B} = 0. \quad (1)$$

Будем считать деформацию в зоне затекания металла во впадину двухмерной, поскольку при поверхностно-пластической деформации вытяжка вдоль листа практически отсутствует. Далее принимаем, что главные оси напряжений в рассматриваемом элементе соответствуют вертикальным и горизонтальным осям. Тогда можно записать [4]:

$$\sigma_1 - \sigma_2 = \beta \sigma_T, \quad (2)$$

где $\sigma_1 = q \frac{dy}{\cos \alpha} \cos \alpha - f q \frac{dy}{\cos \alpha} \sin \alpha$; β – параметр Лодэ; σ_τ – предел текучести стали.

Вторым членом правой части последнего выражения можно пренебречь ввиду его незначительности по сравнению с первым. В этом случае $\sigma_1 = q$ или $\sigma_2 = P_y$. На этом основании условие (2) примет вид $q - P_y = \beta \sigma_\tau$. Подставив данное выражение в уравнение (1), получим:

$$dP_y - \beta \sigma_\tau \frac{dB}{B} - \frac{f(\beta \sigma_\tau + P_y)}{\operatorname{tg} \alpha} \frac{dB}{B} = 0.$$

После преобразования запишем:

$$dP_y = \left[\beta \sigma_\tau - \frac{f(\beta \sigma_\tau + P_y)}{\operatorname{tg} \alpha} \right] \frac{dB}{B}.$$

Введем обозначение:

$$\delta = \frac{f}{\operatorname{tg} \alpha}, \quad (3)$$

где f – коэффициент контактного трения; α – угол наклона стенки канавки.

Разделим переменные:

$$\frac{dP_y}{\beta \sigma_\tau + \delta(\beta \sigma_\tau + P_y)} = \frac{dB}{B}.$$

Проинтегрируем данное выражение:

$$\ln [\beta \sigma_\tau + \delta(\beta \sigma_\tau + P_y)] = \delta \ln B + C,$$

а затем преобразуем его к виду $\beta \sigma_\tau + \delta(\beta \sigma_\tau + P_y) = CB^\delta$. Тогда

$$P_y = CB^\delta - \beta \sigma_\tau \left(1 + \frac{1}{\delta} \right). \quad (4)$$

Постоянную интегрирования найдем из граничных условий, согласно которым при $B = B_c$, т.е. на свободной поверх-

ности деформируемого участка металла, $P_y = 0$. Тогда можно записать:

$$C = \frac{\beta\sigma_T(1+1/\delta)}{B_c^\delta}.$$

Подставив это значение в уравнение (4), окончательно получим:

$$P_y = \beta\sigma_T \left\{ \left(1 + \frac{1}{\delta} \right) \left[\left(\frac{B}{B_c} \right)^\delta - 1 \right] \right\}. \quad (5)$$

Анализ уравнения (5) показывает, что при заполнении впадины металлом, когда $B_c \rightarrow 0$, среднее нормальное напряжение $P_y \rightarrow \infty$. Это вполне логично, если учесть, что задача рассматривается как двухмерная. С увеличением параметра B до значения B_n (номинальный шаг кольцеобразных канавок) при неизменном B_c также происходит рост величины P_y , что не лишено физического смысла.

Для определения усилия деформирования, приходящегося на единицу длины очага деформации в произвольном сечении очага деформации, выражение (5) необходимо проинтегрировать в пределах изменения самой функции:

$$P_{\text{ед}} = \int_{B_n}^{B_c} \beta\sigma_T \left\{ \left(1 + \frac{1}{\delta} \right) \left[\left(\frac{B}{B_c} \right)^\delta - 1 \right] \right\} dB = \beta\sigma_T \left\{ \left(1 + \frac{1}{\delta} \right) (\delta+1) \left[\frac{B^{\delta+1}}{B_c^\delta} - B_c \right] - B_n + B_c \right\}. \quad (6)$$

Далее определим усилие деформирования при заполнении впадины на длине l (см. рис. 3) проекции хорды, наклоненной к оси x под углом φ . Из рис. 3 следует, что переменная величина B_c является функцией координаты x и, согласно рис. 1, связана с ней следующей зависимостью:

$$B_c = 2ax,$$

где $a = \text{tg}\alpha \text{tg}\varphi$.

Далее определим угол φ . На основании рис. 3 можно записать:

$$\varphi = \frac{\arccos \frac{R-h_c}{R}}{2}, \quad (7)$$

где R – радиус вала прокатного стана; h_c – глубина внедрения профилированного вала в металл.

Проинтегрируем выражение (6) в пределах изменения данной функции, введя при этом замену $B_c = 2ax$:

$$\begin{aligned}
 P &= \int_0^l P_{ca} dx = \\
 &= \beta \sigma_T \int_0^l \left\{ \left(1 + \frac{1}{\delta} \right) (\delta + 1) \left[\frac{B_n^{\delta+1}}{(2ax)^\delta} - 2ax \right] - B_n + 2ax \right\} dx = \\
 &= \beta \sigma_T \left\{ \left(1 + \frac{1}{\delta} \right) (\delta + 1) \left[\frac{B_n^{\delta+1}}{2a(1-\delta)} (2al)^{1-\delta} - al^2 \right] - B_n l + al^2 \right\}. \quad (8)
 \end{aligned}$$

Для определения полного усилия нужно учесть количество канавок на бочке валка, которые внедряются в металл (рис. 4):

$$n = B_b / B_n,$$

где B_b – ширина бочки валка, равная ширине обрабатываемого рессорного листа.

В этом случае выражение (8) для определения полного усилия деформирования примет следующий вид:

$$P_n = Pn = \frac{\beta \sigma_T B_b}{B_n} \left\{ \left(1 + \frac{1}{\delta} \right) (\delta + 1) \left[\frac{B_n^{\delta+1}}{2a(1-\delta)} (2al)^{1-\delta} - al^2 \right] - B_n l + al^2 \right\}. \quad (9)$$

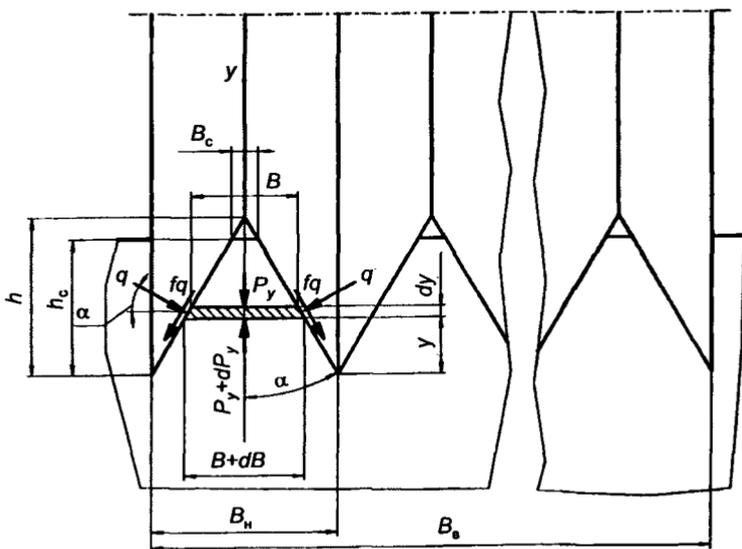


Рис. 4. Схема для определения полного усилия

При расчетах необходимо учитывать упрочнение металла, которое характеризуется напряжением текучести для любого момента деформации до начала образования шейки σ_s . Напряжение текучести определим по формуле С.И. Губкина [5]:

$$\sigma_{s_1} = \sigma_r + \left(\frac{\sigma_b}{1 - \psi_w} - \sigma_r \right) \left(\frac{\psi}{\psi_w} \right)^{\frac{\sigma_b \psi_w}{(1 - \psi_w) [\sigma_b - \sigma_r (1 - \psi_w)]}}, \quad (10)$$

где σ_r – предел текучести, для рессорной стали при твердости 42...46 HRC равен 1300 МПа [6]; σ_b – предел прочности исходного материала, для рессорной стали при твердости 42...46 HRC равен 1500 МПа [6]; ψ_w – относительное изменение площади поперечного сечения образца в момент образования шейки, для рессорной стали принимаем равным предельному значению $\psi = 10\%$ в момент разрушения образца (будем считать, что у закаленной стали эта величина не изменяется с момента начала образования шейки до разрушения) [6]; ψ – относительное уменьшение площади поперечного сечения.

Относительное уменьшение площади сечения определим по формуле

$$\psi = \frac{F_0 - F}{F_0}, \quad (11)$$

где F_0 – площадь сечения канавок для расчетов; F – площадь сечения, заполненная металлом после деформирования.

При внедрении валка в рессорный лист на глубину, равную половине глубины канавки, объем металла с площадью сечения F (рис. 5) перемещается и заполняет впадину, площадь сечения которой F_0 . Для теоретических расчетов примем следующие значения параметров: глубина канавки $h = 2,165$ мм; глубина внедрения выступа равна половине глубины канавки ($h_1 = 1,08$ мм); ширина канавки $t = 2,5$ мм; ширина впадины на валке на половине глубины канавки $t_1 = 1,25$ мм.

По формуле (11) найдем уменьшение площади сечения: $\psi = 0,25$, а по формуле (10) напряжение текучести $\sigma_{s_1} = 1882,5$ МПа.

В теоретических расчетах необходимо использовать среднее значение напряжения текучести, которое определяется по формуле [5]

$$\sigma_s^* = \frac{\sigma_s + \sigma_{s_1}}{2} = 1591,3 \text{ МПа,}$$

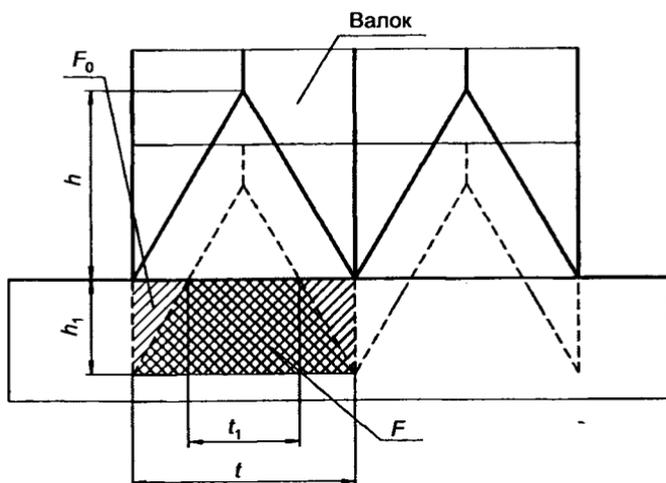


Рис. 5. Схема для определения степени деформации

где σ_s – напряжение текучести стали в исходном состоянии, равное 1300 МПа.

По формуле (3) определим δ , приняв коэффициент контактного трения $f = 0,15$ и угол наклона стенки канавки $\alpha = 30^\circ$. Получим $\delta = 0,26$.

По формуле (7) определим величину угла φ , приняв радиус вала $R = 95$ мм: $\varphi = 4,32^\circ$ и параметр $a = 0,044$.

Длину проекции хорды на ось x найдем по формуле

$$l = R \sin 2\varphi = 14,2 \text{ мм.}$$

Принимая во внимание полученные значения и учитывая ширину канавки $B_n = 2,5$ мм, ширину профилированного вала $B_b = 90$ мм и параметр Лодэ $\beta = 1,15$ [5], по выражению (9) определим полное усилие деформирования: $P_n = 2\,242\,549 \text{ Н} \approx 2243 \text{ кН}$.

Полное усилие деформирования необходимо знать для того, чтобы подобрать механизм поджима инструмента, который обеспечивал бы постоянное по значению усилие поджатия верхнего вала к рессорному листу переменной по длине толщины.

Проведенные эксперименты показали, что при усилии поджима $P_n = 2243 \text{ кН}$ глубина канавок составляла 1,15 мм, что на 6,5% больше расчетного. Это вполне согласуется с физическими представлениями о механизме деформирования, поскольку в расчетах был использован метод нижней оценки (метод плоских сечений).

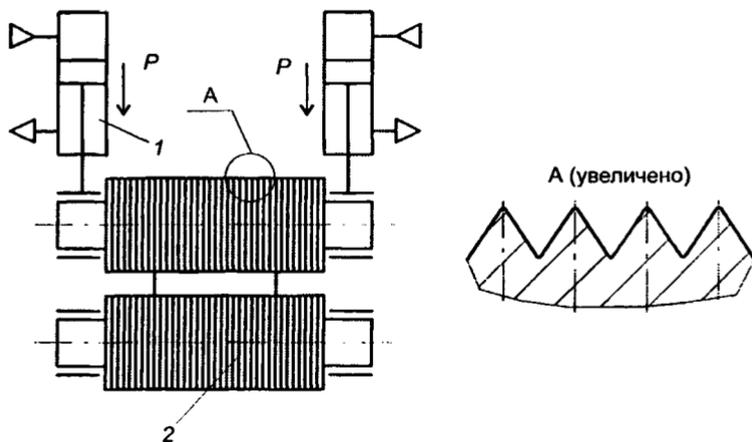


Рис. 6. Схема стана для поверхностного упрочнения рессорных листов

Прокатный стан для поверхностного упрочнения рессорных листов (рис. 6) состоит из рабочей клетки 1 с двумя приводными валками и механизма поджима верхнего валка 2. Рабочая клетка – коробчатой формы, что обеспечивает необходимую жесткость, позволяющую достигать необходимой глубины внедрения профильного валка в обрабатываемый металл.

Механизм поджима верхнего валка выполнен из двух связанных между собой и закрепленных на рабочей клетке пневмоцилиндров. Рабочим газом в цилиндрах является азот. Механизмы управления цилиндрами позволяют плавно регулировать рабочее давление в обоих цилиндрах синхронно. Это дает возможность изменять усилие поджима и глубину профилирования.

Таблица 1

Результаты сравнительных испытаний рессорных листов на циклическую прочность, число циклов

Способ упрочнения	Номер образца					Среднее значение циклов
	1	2	3	4	5	
Без поверхностного упрочнения [2]	10 678	11 528	11 332	11 064	11 176	11 022
Обработка дробью	13 347	14 410	14 166	13 830	13 970	13 778
Упрочнение	18 200	18 470	17 670	18 017	17 555	17 893

Поверхность бочки валка образована кольцеобразными выступами и впадинами регулярного профиля с шагом t , величиной углубления h и углом при вершине выступа $\alpha = 60^\circ$. Для экспериментов был выбран профиль с шагом $t = 2,5$ мм.

В табл. 1 приведены результаты сравнительных испытаний рессорных листов на циклическую прочность.

Результаты испытаний показали, что прочность листов после использования новой технологии увеличивается на 30% по сравнению с базовой дробеструйной обработкой.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ракицкий, А.А. Обеспечение ресурса рессорных подвесок / А.А. Ракицкий, А.К. Бернацкий. Мн.: Наука и техника, 1988. 166 с.
2. Колесниченко, Б.П. Отпечатываемость шероховатости валков на лосе при холодной прокатке и дрессировке / Б.П. Колесниченко, В.Л. Мазур, А.П. Качайлов // Листопрокатное производство. 1972. № 1. С. 76 – 80.
3. Мазур, В.Л. Производство листа с высококачественной поверхностью / В.Л. Мазур. Киев: Техника, 1982. 166 с.
4. Целиков, А.Я. Теория продольной прокатки / А.Я. Целиков, Г.С. Никитин, С.Е. Рокотян. М.: Металлургия, 1980. 320 с.
5. Сторожев, М.В. Теория обработки металлов давлением / М.В. Сторожев, Е.А. Попов. М.: Высшая школа, 1963. 390 с.
6. Анурьев, В.И. Справочник конструктора-машиностроителя: в 3 т. Т. 1 / В.И. Анурьев. М.: Машиностроение, 1980. 728 с.

УДК 621.77

Л.А. ИСАЕВИЧ, д-р техн. наук,
А.В. МАЗУРЕНКО,
А.В. ШИМАНСКИЙ (БНТУ),
М.И. СИДОРЕНКО, канд. техн. наук (РУП «МАЗ»)

ОСОБЕННОСТИ ФОРМООБРАЗОВАНИЯ ПЛАСТИЧЕСКИМ ДЕФОРМИРОВАНИЕМ ФЛАНЦА В ТРУБНОЙ ЗАГОТОВКЕ

При изготовлении трубчатых деталей с фланцем широко используется процесс отбортовки, осуществляемый за счет растяжения металла по краю полой заготовки [1–3]. Отбортовке предшествует процесс раздачи заготовки с последующим формированием

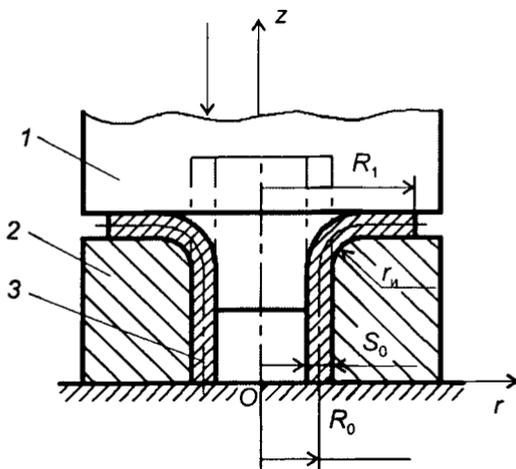


Рис. 1. Схема отбортовки трубной заготовки:
1 – пуансон; 2 – матрица; 3 – заготовка

фланца (рис. 1). В итоге край фланца утоняется в соответствии с соотношением [3]

$$S_1 = S_0 \sqrt{R_0/R_1}, \quad (1)$$

где S_1 – толщина края фланца; S_0 – толщина стенки заготовки; R_0 – срединный радиус полой заготовки; R_1 – радиус фланца.

Однако в ряде случаев утонение фланца недопустимо в силу конструктивных особенностей готового изделия, поэтому возникает проблема обеспечения постоянства толщины по диаметру фланца. В данной работе это предлагается выполнить за счет предварительного фасонирования трубной заготовки. Для этого вначале определим объем фланца, состоящего из торообразной части и плоской кольцеобразной шайбы.

Определим объем кольцеобразной шайбы. Для упрощения расчетов осуществим параллельный перенос оси r . На рис. 2 представлено сечение этой части фланца в системе координат (O', r, z) , ось r которой лежит на горизонтальной части матрицы, а ось z совпадает с осью симметрии заготовки. Функцию $S(r)$, определяющую толщину данной части заготовки, представим в виде

$$S(r) = S_0 \sqrt{R_0/r}. \quad (2)$$

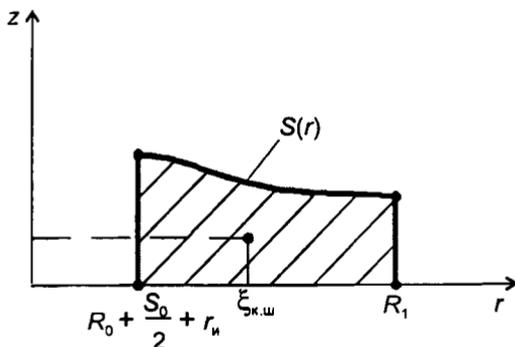


Рис. 2. Сечение кольцеобразной части фланца

Площадь сечения этой части фланца (кольцеобразной шайбы) определяется как

$$F_{к.ш} = \int_{R_0 + S_0/2 + r_n}^{R_1} S_0 \sqrt{R_0/r} dr = 2S_0 \sqrt{R_0} \left(\sqrt{R_1} - \sqrt{R_0 + S_0/2 + r_n} \right),$$

где r_n – радиус изгиба на кромке матрицы.

Эта часть трубной заготовки является телом вращения, объем которого по второй теореме Гульдена

$$V_{к.ш} = F_{к.ш} 2\pi \xi_{к.ш},$$

где $\xi_{к.ш}$ – координата r центра тяжести сечения:

$$\xi_{к.ш} = \frac{1}{F_{к.ш}} \int_{R_0 + S_0/2 + r_n}^{R_1} r S(r) dr = \frac{2}{3} \frac{S_0 \sqrt{R_0}}{F_{к.ш}} \left[R_1^{3/2} - \left(R_0 + \frac{S_0}{2} + r_n \right)^{3/2} \right].$$

Окончательно получим:

$$V_{к.ш} = \frac{4\pi}{3} S_0 \sqrt{R_0} \left[R_1^{3/2} - \left(R_0 + \frac{S_0}{2} + r_n \right)^{3/2} \right]. \quad (3)$$

Объем торообразной части заготовки определим таким же образом. На рис. 3 представим сечение этой части в аналогичной системе координат. Сечение ограничено линией I , которая представляет собой четверть окружности радиусом r_n с центром в точке

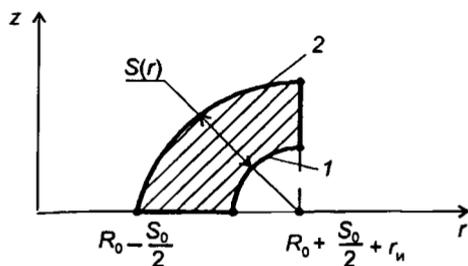


Рис. 3. Сечение торообразной части фланца

$(R_0 + S_0/2 + r_n; 0)$, а также линией 2, которая расположена от линии 1 на расстоянии $S(r)$ (см. формулу (2)), осью r и прямой, параллельной оси z , отстоящей от нее на расстоянии $R_0 + S_0/2 + r_n$. Тогда объем торообразной части заготовки

$$V_T = V_2 - V_1, \quad (4)$$

где V_2 – объем тела, полученного вращением площадки, ограниченной линией 2, осью r и прямой, параллельной оси z ; V_1 – объем тела, полученного вращением вокруг оси z второй четверти круга радиусом r_n с центром в точке $(R_0 + S_0/2 + r_n; 0)$.

В развернутом виде V_1 можно представить выражением

$$V_1 = \frac{\pi^2 r_n^2}{2} \left[R_0 + \frac{S_0}{2} + \left(1 - \frac{4}{3\pi}\right) r_n \right]. \quad (5)$$

Для расчета V_2 аппроксимируем линию 2 частью окружности (рис. 4) в новой системе координат, ось x которой совпадает с осью r , но направлена в другую сторону, а ось y параллельна оси z и удалена от нее на расстояние $R_0 + S_0/2 + r_n$. Уравнение этой окружности

$$y = y_0 + \sqrt{R^2 - x^2},$$

где $y_0 = \frac{y_2^2 - x_1^2}{2 y_2}$; $y_2 = r_n + S_0 \sqrt{\frac{R_0}{R_0 + S_0/2 + r_n}}$;

$$x_1 = S_0 + r_n; \quad R = \frac{y_2^2 + x_1^2}{2 y_2}.$$

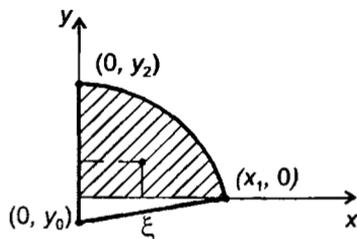


Рис. 4. Расчетная схема торообразной части фланца

Следуя предыдущей схеме расчета, необходимо найти площадь F заштрихованной площадки (рис. 4) и координату x ее центра тяжести ξ :

$$F = \int_0^{x_1} y_0 + \sqrt{R^2 - x^2} dx = \frac{1}{2} \left(x_1 y_0 + R^2 \arcsin \frac{x_1}{R} \right);$$

$$\xi = \frac{1}{F} \int_0^{x_1} x \left(y_0 + \sqrt{R^2 - x^2} \right) dx = \frac{1}{F} \left(\frac{y_0 x_1^2}{2} + \frac{R^3 + y_0^3}{3} \right).$$

Согласно второй теореме Гульдена $V_2 = F \cdot 2\pi \xi_1$, где $\xi_1 = R_0 + S_0/2 + r_n - \xi$, или

$$V_2 = 2\pi \left[\left(R_0 + \frac{S_0}{2} + r_n \right) F - \left(\frac{y_0 x_1^2}{2} + \frac{R^3 + y_0^3}{3} \right) \right].$$

Подставив сюда y_0, R и проведя алгебраические преобразования, получим:

$$V_2 = 2\pi \left[\frac{R_0 + S_0/2 + r_n}{2} \left(\frac{x_1 (y_2^2 - x_1^2)}{2 y_2} + \left(\frac{y_2^2 + x_1^2}{2 y_2} \right)^2 \arcsin \frac{2x_1 y_2}{y_2^2 + x_1^2} \right) - \frac{y_2}{12} (y_2^2 + 3x_1^2) \right]. \quad (6)$$

С учетом вышеизложенного (см. формулы (3)–(6)) объем фланца

$$V_\phi = V_{\text{к.ш}} + V_2 - V_1.$$

Теперь найдем длину трубной заготовки, идущей на формообразование фланца, принимая во внимание, что $V_{\text{тп}} = V_{\text{ф}}$.

Известно, что

$$V_{\text{тп}} = \pi l_1 \left[(R_0 + S_0/2)^2 - (R_0 - S_0/2)^2 \right],$$

или после преобразований $V_{\text{тп}} = 2\pi l_1 R_0 S_0$.

Решив последнее выражение с учетом значения $V_{\text{ф}}$, получим:

$$l_1 = \frac{2 \left[R_1^{3/2} - (R_0 + S_0/2 + r_n)^{3/2} \right]}{3 \sqrt{R_0}} + \frac{1}{4R_0 S_0} \left\{ \frac{(R_0 + S_0/2 + r_n)^{3/2}}{r_n \sqrt{R_0 + S_0/2 + r_n} + S_0 \sqrt{R_0}} \times \right. \\ \left. \times \left[x_1 (y_2^2 - x_1^2) + \frac{(y_2^2 + x_1^2)^2}{2 y_2} \arcsin \frac{2x_1 y_2}{y_2^2 + x_1^2} \right] - \frac{y_2}{3} (y_2^2 + 3x_1^2) \right\} - \\ - \frac{\pi r_n^2}{4R_0 S_0} \left[R_0 + S_0/2 + \left(1 - \frac{4}{3\pi} \right) r_n \right].$$

Для формообразования фланца постоянной толщины S_0 необходимо, очевидно, изменить толщину стенки трубы на длине l_1 так, чтобы удовлетворить уравнению

$$S_2 = S_0 \sqrt{R_1/R_0}, \quad (7)$$

как показано на рис. 5. Справедливость данного утверждения легко доказать, если в формулу (1) вместо S_0 подставить значение S_2 . Тогда $S_1 = S_0$.

Далее определим длину участка трубной заготовки, подлежащего фасонированию. Для этого найдем объем фасонированного участка. Форма концевого фасонированного участка близка к форме полого усеченного конуса объемом

$$V_{\text{к.ф}} = V_{\text{у.к}} - V_{\text{ц}},$$

где $V_{\text{у.к}}$ — объем усеченного конуса:

$$V_{\text{у.к}} = \frac{1}{3} \pi l_1 \left[\left(R_0 - \frac{S_0}{2} + S_2 \right)^2 + \left(R_0 - \frac{S_0}{2} + S_2 \right) \left(R_0 + \frac{S_0}{2} \right) + \left(R_0 + \frac{S_0}{2} \right)^2 \right];$$

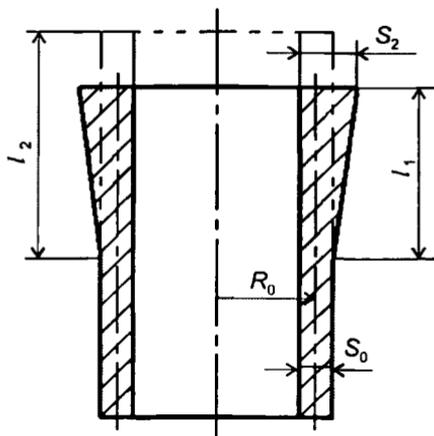


Рис. 5. Форма фасонированного участка трубы

V_u — объем цилиндрической полости: $V_u = \pi l_1 (R_0 - S_0/2)^2$.
Выполним алгебраические преобразования и получим:

$$V_{к.ф} = \frac{\pi}{3} l_1 \left[(S_0 + S_2)(3R_0 - S_0/2) + S_2^2 \right].$$

Подставив формулу (7) в последнее выражение, окончательно найдем:

$$V_{к.ф} = \frac{\pi}{3} l_1 S_0 \left[S_0 \frac{R_1}{R_0} + \left(1 + \sqrt{\frac{R_1}{R_0}} \right) \left(3R_0 - \frac{S_0}{2} \right) \right].$$

Длину участка трубной заготовки, расходуемого на фасонирование, определим из условия

$$V_{к.ф} = \pi l_2 \left[(R_0 + S_0/2)^2 - (R_0 - S_0/2)^2 \right] = 2\pi R_0 S_0 l_2.$$

Тогда с учетом преобразований запишем:

$$l_2 = \frac{l_1}{6R_0} \left[S_0 \frac{R_1}{R_0} + \left(1 + \sqrt{\frac{R_1}{R_0}} \right) \left(3R_0 - \frac{S_0}{2} \right) \right]. \quad (8)$$

Экспериментальные исследования по формообразованию фланца проводили на свинцовых трубных заготовках высотой 60 мм с

наружным диаметром 70 мм и толщиной стенки 3 мм. При этом получали фланец диаметром 102 мм с исходной толщиной стенки и радиусом $r_n = 3$ мм. Таким образом моделировали процесс формообразования фланцев в полых заготовках из стали 35, подвергаемых локальному нагреву в зоне деформации. Фасонирование заготовки осуществляли в безоблойном штампе.

Поскольку длина l_2 значительно превышает толщину стенки трубной заготовки, в начальный момент ее осадки наблюдается потеря устойчивости за счет выпучивания наружу стенки в свободной полости матрицы. Такое явление описано в работе [4]. Это обусловило необходимость наличия цилиндрической части в матрице над зоной фасонирования.

Эксперименты показали, что результаты расчетов, проведенных по уравнениям (7) и (8), достаточно хорошо согласуются с опытными данными. Это подтверждает корректность принятых допущений.

ЛИТЕРАТУРА

1. Романовский, В.П. Справочник по холодной штамповке / В.П. Романовский. Л.: Машиностроение, 1971. 782 с.
2. Зубцов, М.Е. Листовая штамповка / М.Е. Зубцов. Л.: Машиностроение, 1980. 432 с.
3. Попов, Е.А. Основы теории листовой штамповки / Е.А. Попов. М.: Машиностроение, 1968. 284 с.
4. Теория обработки металлов давлением / под ред. И.Я. Тарновского. М.: Металлургиздат, 1963. 672 с.

УДК 621.983.4

И.М. ШИМАНОВИЧ, канд. техн. наук,
О.А. ШИМАНОВИЧ (БНТУ)

ОПТИМИЗАЦИЯ НЕКОТОРЫХ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА РОТАЦИОННОЙ ВЫТЯЖКИ ШАРИКОВЫМИ МАТРИЦАМИ

Ротационная вытяжка шариковыми матрицами представляет собой процесс формообразования полрой заготовки, находящейся на вращающейся оправке, с помощью специального устройства, в котором основным формоизменяющим инструментом являются шарики. Процесс осуществляется на универсальном токарно-винторезном станке, продольный суппорт которого используется для установки устройства, а шпиндель станка – для закрепления на нем оправки.

Ротационную вытяжку цилиндрических оболочек можно осуществлять прямым и обратным способами, различающимися направлением течения материала по отношению к направлению основной подачи деформирующего инструмента.

Один из важнейших параметров рассматриваемого процесса – степень деформации за проход и предельная степень деформации. Под последней понимают максимально допустимое значение суммарной степени обжатия стенки заготовки, получаемое за несколько проходов без промежуточной термообработки.

Существуют три основные схемы задания частных значений степени деформации по проходам ротационной вытяжки:

1) $\epsilon_1 > \epsilon_2 > \epsilon_3 > \dots > \epsilon_n$;

2) $\epsilon_1 < \epsilon_2 < \epsilon_3 < \dots < \epsilon_n$;

3) $\epsilon_1 = \epsilon_2 = \epsilon_3 = \dots = \epsilon_n$.

Следует отметить, что предельные степени деформации в процессах ротационной вытяжки определяют в основном экспериментально, так же как и выбор того или иного варианта технологии. Однако известно, что работа в режиме по схеме 1 приводит к значительному росту зазора между внутренним диаметром изделия и оправкой, волнистости поверхности, потере устойчивости стенки. Назначение степеней деформации по схеме 2 позволяет осуществлять эффективное формоизменение, однако точность получаемых изделий низка.

В первом приближении оптимальным можно считать вариант, в котором степень деформации по переходам распределена в равных долях [1]. Одинаковые значения ϵ_i на каждом из переходов позволяют реализовать максимальные значения суммарных степеней деформации без разрушения материала, причем с уменьшением диаметра шаров суммарная степень деформации возрастает.

Для последнего случая определим оптимальные значения степеней деформации за проход при ротационной вытяжке тонкостенных оболочек.

При анализе силовых параметров процесса [2], а именно: аналитических зависимостей для определения напряжений, возникающих в стенках заготовки, находящихся вне предела очага деформации, при их минимальных значениях установлено наличие оптимальных углов наклона образующих очага деформации $\alpha_{\text{опт}}$. Полученные результаты (рис. 1) свидетельствуют, что с увеличением радиуса деформирующих шаров $R_{\text{ш}}$ значение $\alpha_{\text{опт}}$ уменьшается, а с увеличением коэффициента трения между заготовкой и оправкой растет при прочих равных условиях. Характер зависимости $\alpha_{\text{опт}}$ от степени редукции n (отношения толщин стенки оболочки до и после деформации) указывает на то, что при определенных

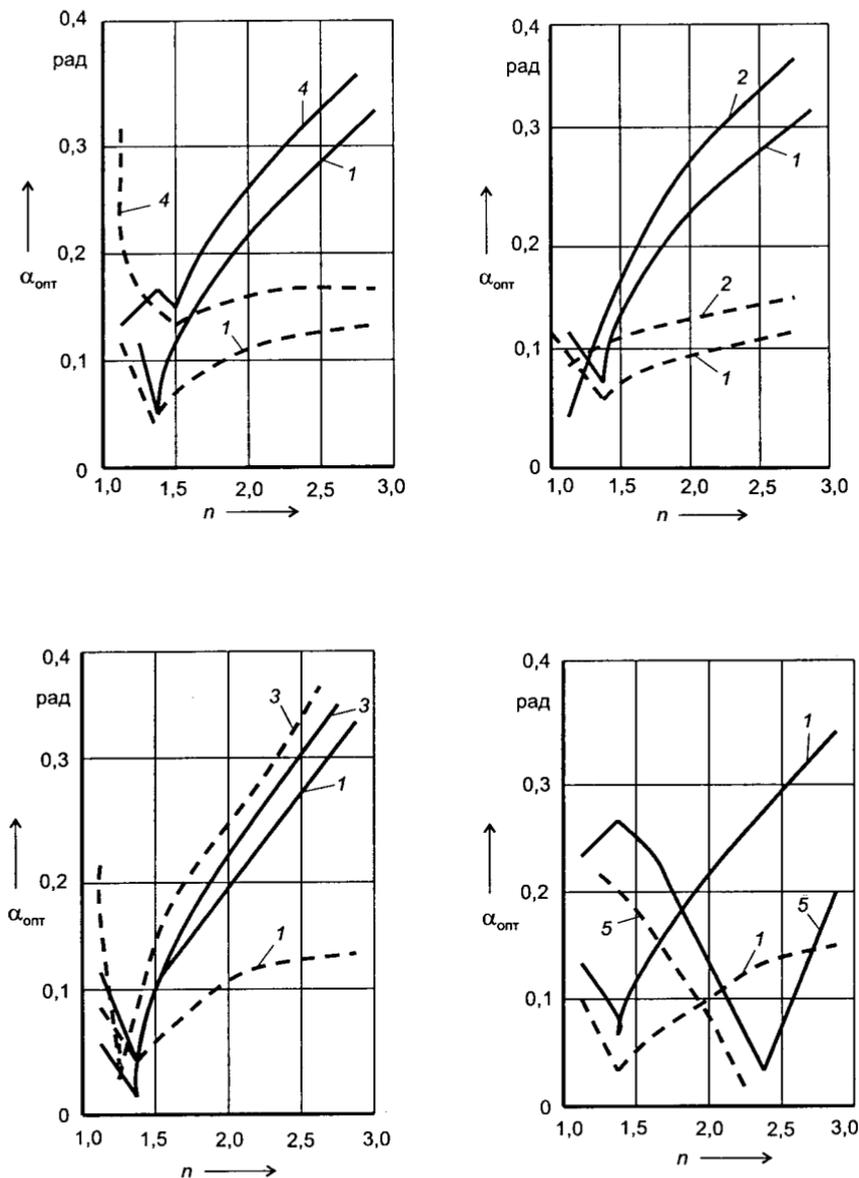


Рис. 1. Зависимость величины оптимального угла $\alpha_{\text{опт}}$ от степени редукции n при прямой (сплошные линии) и обратной (штриховые) ротационных вытяжках: 1 - $\mu_0 = 0,1$, $\mu = 0,05$, $R_{\text{ш}} = 10$ мм, $S_0 = 1$ мм; 2 - $\mu_0 = 0,1$, $\mu = 0,05$, $R_{\text{ш}} = 5$ мм, $S_0 = 1$ мм; 3 - $\mu_0 = 0,1$, $\mu = 0,05$, $R_{\text{ш}} = 10$ мм, $S_0 = 0,8$ мм; 4 - $\mu_0 = 0,13$, $\mu = 0,05$, $R_{\text{ш}} = 10$ мм, $S_0 = 1$ мм; 5 - $\mu_0 = 0,1$, $\mu = 0,13$, $R_{\text{ш}} = 10$ мм, $S_0 = 1$ мм

значениях n (обычно $n = 1,2...1,5$) наблюдается значительное уменьшение оптимального угла наклона образующих очага деформации. Это говорит о необходимости вести обработку при данных значениях n шарами увеличенного диаметра, что способствует снижению напряжений в стенках заготовки. Исключение составляет случай, когда в процессе обработки коэффициент трения μ между заготовкой и деформируемыми шарами велик (порядка 0,15). В этом случае кривая имеет ярко выраженные максимум (при $n = 1,2...1,5$) и минимум (при $n = 2,2...2,5$).

Проанализированные зависимости ограничивают величину оптимального угла наклона образующей $\alpha_{\text{опт}}$ при прямой ротационной вытяжке пределами 0,087...0,2 рад, а при обратной – 0,05...0,17 рад.

Экспериментальные исследования процесса ротационной вытяжки в шариковых матрицах, проведенные на образцах диаметром от 15,6 до 20 мм с толщиной стенок от 0,35 до 1,5 мм, полученных на станах ХПТР и токарной обработкой, из сплава 36НХТЮ, стали Ст3, меди М1, алюминиевого сплава Д16 и латуни Л63, показали следующее: интенсификация процесса за счет увеличения единичных обжатий и подачи инструмента сопровождается ростом необходимых усилий деформации, что отрицательно сказывается на точностных параметрах получаемых оболочек.

В настоящее время многие отрасли промышленности (например, приборостроение, авиастроение и др.) кроме стабильности геометрических размеров и формы тонкостенных оболочек предъявляют к их материалу повышенные требования по обеспечению в процессе деформирования необходимого комплекса физико-механических свойств, удовлетворяющих технологии производства и эксплуатационным характеристикам получаемого изделия. Так, во избежание появления в материале необратимой повреждаемости пластическое деформирование должно ограничиваться степенями деформации, обуславливающими образование микроразрывов, предшествующих общему разрушению материала.

Ранее установлено [3, 4], что при деформациях $\epsilon > 35\%$ в поверхностных слоях оболочек появляется значительное количество микротрещин и других микродефектов. В случае достижения степеней деформации за проход $\epsilon > 50...70\%$ происходит быстрый рост микротрещин с развитием их в макродефекты, что может вызвать вначале разрушение поверхностных слоев металла, а затем и полное разрушение заготовки. С целью восстановления свойств материала за счет залечивания субмикроскопических трещин производят отжиг. Однако интенсивность такого процесса при предшествующих деформациях $\epsilon > 40...50\%$ снижается, поскольку в этом случае в материале происходит переход микротрещин в необратимые макродефекты. Таким образом, оптимальными с точки зрения наличия микродефектов являются деформации со степенями, не превышающими 30...40% за проход.

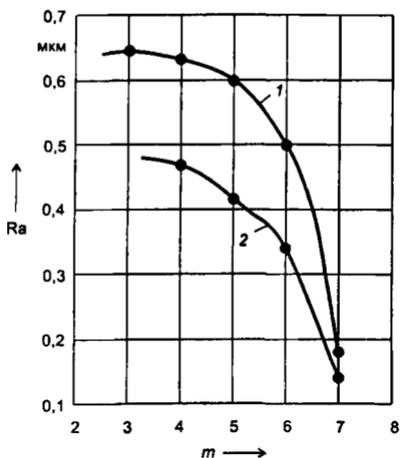


Рис. 2. Зависимость шероховатости Ra поверхности оболочки из стали Ст3 от количества m деформирующих шаров в матрице:

1 — $\epsilon = 43,625\%$; 2 — $\epsilon = 34,25\%$; $S_0 = 0,8$ мм; $f_1 = 0,01143$ мм/шар; $\nu = 0,098$ м/с; $R_{ш} = 4$ мм; $R_0 = 7$ мм

Уменьшение числа деформирующих шаров в матрице по сравнению с максимально возможным их количеством обуславливает течение металла в тангенциальном направлении, что ведет к появлению в стенках заготовок знакопеременных напряжений и образованию продольных микротрещин. Другими словами, в этом случае в результате прерывистого действия шаров возникает знакопеременный изгиб стенки оболочки, который ведет к искажению формы заготовки и появлению микротрещин. В случае деформирования оболочек с толщиной стенки порядка 0,15...0,2 мм и менее течение металла в тангенциальном направлении приводит к быстрому переходу микродефектов в макродефекты и в дальнейшем к разрушению оболочек. Вышесказанное ограничивает возможность снижения количества

деформирующих шаров не более чем на 30...40% максимально возможного их количества в матрице. Уменьшение количества деформирующих шаров в планетарной матрице также ведет к резкому росту шероховатости поверхности (рис. 2). При уменьшении их количества ниже определенного значения (до 30% максимально возможного количества) резко увеличивается волнистость поверхности, на которой становятся ясно различимыми следы винтового движения шаров.

Установлено также существование для каждого материала определенных степеней деформации за проход (в пределах 25...50%), при которых достигается минимальная шероховатость получаемой поверхности [5]. Последнее имеет большое значение, так как в промышленности используются трубчатые изделия с толщиной стенки 0,04...0,06 мм и менее. При этом возрастает влияние поверхностного слоя металла, обладающего пониженным сопротивлением пластической деформации и подверженного большему влиянию микронеровностей поверхности. Следует также отметить, что оболочки, полученные с одной и той же общей суммарной, но различными частными степенями деформации (за разное количество проходов), имеют неодинаковую шероховатость поверхности (рис. 3).

Увеличение дробности деформации способствует повышению качества поверхности, особенно для пластичных материалов.

Таким образом, установлено, что проведение процесса ротационной вытяжки шариковыми матрицами со степенью деформации за проход 30...40% обеспечивает наименьшую необратимую повреждаемость поверхностных слоев материала оболочек и минимальную шероховатость поверхности.

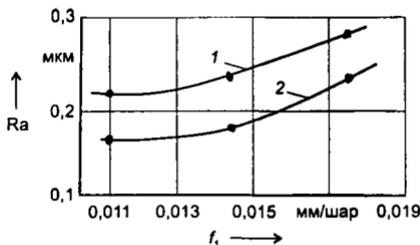


Рис. 3. Зависимость шероховатости Ra поверхности заготовки из латуни Л63 от подачи шара на оборот оправки f_1 и степени деформации:

1 - один переход, $\epsilon = 48,6\%$; 2 - два перехода, $\epsilon_1 = 8,875\%$, $\epsilon_2 = 41,68\%$, $\epsilon_{\Sigma} = 46,7\%$; $S_0 = 1,5$ мм; $v = 0,098$ м/с; $R_{ш} = 4$ мм; $R_o = 7$ мм; $m = 7$ шаров

ЛИТЕРАТУРА

1. Юдин, Л.Г. Ротационная вытяжка цилиндрических оболочек / Л.Г. Юдин, С.П. Яковлев. М.: Машиностроение. 1984. 128 с.
2. Добровольский, И.Г. Определение силовых параметров процесса ротационной вытяжки тонкостенных оболочек / И.Г. Добровольский, А.В. Степаненко, И.М. Шиманович // Изв. АН БССР, сер. физ.-техн. наук. 1983. № 4. С. 3 - 8.
3. Оценка технологической пластичности сильфонных трубок-заготовок / И.Г. Добровольский [и др.] // Изв. АН БССР, сер. физ.-техн. наук. 1988. № 2. С. 3 - 6.
4. Application of Barkhausen effect method for evaluation the technological properties for the material of deformed cylindrical shells / V.N. Busko [et al.] // Сб. докл. междунар. конф. «Computer Methods and Inverse Problems in Nondestructive Testing and Diagnostics CM NDT-95». Мн., 1995. С. 67 - 69.
5. Добровольский, И.Г. Шероховатость поверхности при ротационной вытяжке / И.Г. Добровольский, А.В. Степаненко, И.М. Шиманович // Металлургия. 1985. Вып. 19. С. 6 - 8.

УДК 621.771.25.04.001.5

А.П. ЛОХМАТОВ, канд. техн. наук,
С.М. ЖУЧКОВ, д-р техн. наук,
Л.В. КУЛАКОВ, канд. техн. наук (ИЧМ НАН Украины)

РЕОЛОГИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МЕТАЛЛА ПРИ НЕПРЕРЫВНОЙ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКЕ

В качестве основного способа получения массовой металлопродукции (листов, сорта, катанки и др.) в настоящее время используется непрерывная прокатка. При ее реализации происходит наиболее полное использование ресурса пластичности материала, снижение расхода металла. Высокие скорости прокатки, обеспечива-

ющие процесс, и возможность его полной автоматизации благоприятствуют повышению технико-экономических показателей работы станков.

Современное развитие непрерывных прокатных станков характеризуется тенденцией к повышению скорости прокатки [1]. Применительно к горячей прокатке это, с одной стороны, означает снижение интенсивности падения температуры прокатываемой полосы и даже повышение температуры прокатки в результате деформационного тепловыделения, имеющего место при определенных условиях, зависящих главным образом от прочностных свойств деформируемого металла и интенсивности обжатий. С другой стороны, повышение скорости прокатки приводит к увеличению сопротивления прокатываемого металла деформации за счет уменьшения междеформационных пауз в связи с закономерностями кинетики статического разупрочнения наклепанного металла и существенного нарастания деформационного упрочнения при увеличении скорости прокатки.

В процессе прокатки металл, выходящий из очага деформации, находится практически в ненагруженном состоянии. Напряжение натяжения или подпора, имеющее место при непрерывной прокатке, в реальных условиях производства столь мало по сравнению с напряжением, испытываемым металлом в очаге деформации, что им можно пренебречь. Следовательно, данную фазу процесса можно рассматривать как чисто статическое разупрочнение, развивающееся в самом общем случае через стадии отдыха, полигонизации и рекристаллизации. Процесс статического разупрочнения зависит прежде всего от природы деформируемого материала (химического состава), типа кристаллической решетки, степени и скорости предшествующей деформации [2]. При достаточно высокой температуре металла и продолжительной паузе обеспечивается его полное разупрочнение.

При неполном статическом разупрочнении (при недостаточной продолжительности паузы) происходит накопление остаточного упрочнения от клетки к клетке, приводящее к росту сопротивления металла деформации по сравнению с его значением, определяемым по кривым одноразового нагружения. Эта разница тем существеннее, чем ниже температура и меньше время междеформационных пауз, что особенно характерно для последних чистовых клетей непрерывных станков.

Отсутствие учета остаточного упрочнения может привести к существенным погрешностям в определении силы прокатки, особенно в последних проходах (рис. 1). По данным многих исследователей, погрешность в определении усилия прокатки по этой причине может составлять 30...40%.

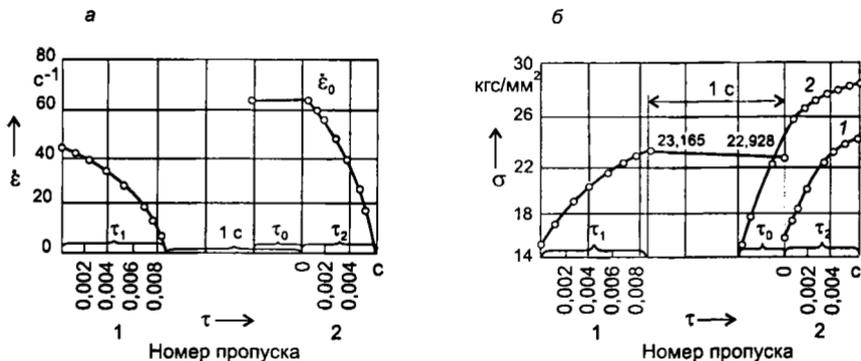


Рис. 1. Развитие деформации (а) и изменение напряжения течения (б) во времени при горячей прокатке стали X18N19 в двух последовательных пропусках (1 и 2):

1 – эпюра напряжения течения без учета остаточного напряжения; 2 – эпюра напряжения течения с учетом остаточного напряжения; τ_0 – добавочное время, отражающее предысторию среды

Энергосиловые параметры прокатки, как правило, прямо пропорциональны сопротивлению металла деформации. При расчете этих параметров широко используются результаты экспериментального определения сопротивления металла деформации. Эти результаты обычно представляют в виде зависимостей сопротивления металла деформации от степени деформации при заданных температуре и скорости деформации и называют кривыми упрочнения металла или термомеханическими параметрами процесса деформации.

В практике прямого использования экспериментальных кривых упрочнения металла для определения сопротивления металла деформации в конкретных условиях существуют различные приемы и методы [3–6].

Правильный расчет сопротивления деформации при многоступенчатом деформировании может быть осуществлен только на базе аналитических зависимостей, описывающих с достаточной для практических целей точностью процессы упрочнения и разупрочнения как в ходе деформации, так и в междеформационных интервалах.

Наиболее общие и учитывающие все факторы кинетические уравнения для упрочнения и разупрочнения могут быть получены на основе теоретического анализа явлений, протекающих в деформируемых средах.

В зависимости от применяемого при этом метода можно выделить два подхода к решению данной проблемы – физический и релогический. Первый из них базируется на законах физики и хи-

мии металлов [7–9], второй – на рассмотрении деформируемой среды как наделенной некоторыми гипотетическими упруговязкими и пластическими свойствами [10–13]. Оба подхода могут давать адекватные результаты, и выбор какого-либо из них для практических расчетов следует основывать на соображениях большего удобства и простоты использования.

Так, при выборе параметров контролируемой прокатки на реальном стане возникла необходимость учитывать ограничения по усилиям и моментам прокатки, которые зависят от режима обжата и температуры прокатываемого металла. В большинстве используемых при этом управляющих моделей соотношение металла деформации определяют с использованием соотношений теории дислокаций и эффекта эволюции микроструктуры [8].

Однако необходимость проведения идентификации расчетных моделей путем проведения натуральных испытаний при прокатке сталей различных марок в условиях конкретных станов существенно усложняет их использование в других, отличных от идентификационных, условиях.

В работе [9] предлагается решать задачи, связанные с определением оптимального состава многокомпонентных систем, с принципиально новых для прикладного материаловедения металлохимических и физико-химических позиций. Эта новизна заключается как в методике получения и использования расчетной информации о параметрах электронной структуры сталей и сплавов, так и в способе комплексного учета влияния разнообразных структурных факторов на свойства этих материалов, включая их прочностные характеристики. В соответствии с этим подходом любую многокомпонентную гетерофазную систему трактуют как статистически однородную при определенной степени перегрева ее после расплавления. Последующие охлаждение и кристаллизация такой жидкости сопровождаются развитием микро- и макронеоднородности ее строения, появлением фаз, различающихся по составу, структуре и распределению. Эти фазы рассматривают как промежуточную стадию при реализации программы структурных превращений, зашифрованной в характеристиках межатомного взаимодействия для данной системы в гомогенном состоянии. Исходя из того, что разница между жидким и твердым состояниями заключается не в различии значений сил межатомного взаимодействия, под действием которых колеблются ионы в соответствующих структурах веществ, а в амплитуде этих колебаний, автор работы [9] констатирует, что трактовка химической связи в металлах и их соединениях, твердых растворах и гетерофазных сплавах как направленной позволяет предложить в качестве интегральной характеристики химической индивидуальности подобных материалов новый критерий – химический эквивалент, зависящий от состава расплава.

Такой подход при использовании соответствующих статистических данных может дать реальный результат при оценке сопротивления металла деформации как для готового проката, так и для отдельных его фазовых состояний при кристаллизации и рекристаллизации. Однако он не позволяет оценить изменение этого параметра в процессе деформации, тем более с учетом особенностей непрерывной прокатки.

Реологический подход к решению проблемы определения сопротивления металла пластической деформации основан на конструировании моделей деформируемых сред из упругих, вязких и пластических элементов, составлении соответствующих дифференциальных уравнений для перемещений в среде и интегрировании для получения зависимости напряжения течения от времени.

На основании анализа известных методов определения сопротивления деформации при горячей прокатке авторы работы [10] пришли к выводу, что научной основой учета реологических свойств горячего металла может стать механика ползучести, которая широко используется для исследования прочности конструкций, а некоторые характерные аспекты этой теории развиты в области процессов обработки металлов давлением.

Современная теория ползучести не изучает явления, происходящие в атомах вещества, не рассматривает взаимодействия атомов, ионов кристаллической решетки, не обсуждает механизм деформации. Многообразие факторов, влияющих на реологическое поведение материала, обуславливает существование нескольких вариантов теории ползучести, каждый из которых применяют для решения определенного круга задач.

При описании изменения реологических характеристик деформируемого металла в процессе непрерывной прокатки наиболее универсальными являются уравнения теории наследственности. Возможность использования этой теории для расчета деформаций и напряжений в процессах обработки металлов давлением обоснована в работах [10, 14, 15].

Для описания функции $\sigma(t)$ в этом случае используется интегральное уравнение Больцмана – Вольтерра наследственного типа. При заданном законе изменения деформации $\epsilon = \epsilon(t)$ оно имеет вид

$$\sigma(t) = \varphi[\epsilon(t)] - \int_0^t R(t-\tau)\varphi[\epsilon(\tau)] d\tau, \quad (1)$$

где $R(t - \tau)$ – резольвента уравнения при данной температуре, зависящая от свойств металла; t – момент времени от начала деформации; τ – момент времени от начала разупрочнения.

Изменение сопротивления металла деформации вдоль очага деформации при постоянной температуре в зависимости от степени и скорости деформации, а также реологических параметров материала в этом случае описывается уравнением

$$\sigma(x) = b - (b-a) \left(\frac{H_x}{H_0} \right)^B + \sum_{i=1}^n \lambda_i e^{-\lambda_i t} \left[b \left(-e^{\lambda_i t} + 1 \right) + \frac{\lambda_i}{v_0} (b-a) \int_0^x \left(\frac{H_x}{H_0} \right)^{B+1} e^{\lambda_i \tau} d\lambda dx \right], \quad (2)$$

где a, b, B – реологические постоянные, характерные для данного материала, которые определяются по экспериментальным кривым упрочнения; H_0, H_x – высота полосы соответственно на входе в очаг деформации и в x -м сечении: $H_x = H_\theta = H_1 + D(1 - \cos\theta)$; H_1 – высота полосы на выходе из очага деформации; D – катающий диаметр валков; θ – центральный угол дуги соприкосновения металла и валка, расположенный между выходным и рассматриваемым сечениями; λ_i – параметр ползучести, определяемый по экспериментальным кривым упрочнения; t – время прохождения данной части очага деформации рассматриваемым сечением:

$$t = \frac{D}{2v_1} \left[\left(1 + \frac{D}{H_1} \right) (\sin \alpha - \sin \theta) - \frac{1}{2} \frac{D}{H_1} \left(\alpha - \theta + \frac{1}{2} \sin 2\alpha - \sin 2\theta \right) \right],$$

v_1 – скорость выхода полосы из очага деформации; α – полный угол дуги соприкосновения металла и валков; τ – интервал времени ($0 \leq \tau \leq t$), в течение которого действует напряжение $\sigma(\tau)$ (весь интервал $[0; t]$ разбивается на n участков; в соответствующие моменты времени начинают действовать напряжения $\sigma(\tau_i)$, их действие продолжается в течение промежутка времени $\Delta t = \tau_i - \tau_{i-1}$); v_0 – скорость входа полосы в очаг деформации.

Первое слагаемое в уравнении (2) описывает процесс динамического упрочнения, второе – динамического разупрочнения деформируемого материала. Среднее по объему очага сопротивление металла деформации σ_{cp} при этом определяют в соответствии с теоремой о среднем значении интеграла.

В паузе между пропусками в полосе протекают различные процессы, приводящие к разупрочнению металла, причем интенсивность протекания последних тем больше, чем выше уровень внутренней энергии, накопленной металлом к концу деформации. Этот уровень определяется значением внутренних напряжений, поэтому процесс разупрочнения в паузе должен протекать с убывающей интенсивностью.

Для определения значений сопротивления металла деформации в паузе при отсутствии внешней нагрузки считают, что про-

цесс разупрочнения протекает так же, как процесс релаксации напряжений. Такая аналогия естественна в данном случае, поскольку во время паузы деформация полосы, которая считается идеальным жесткоползучим телом, лишенным свойств упругости и обратной ползучести, фиксируется. Эта трактовка справедлива с энергетической точки зрения: при разупрочнении снижается уровень внутренней энергии и соответственно уменьшается сопротивление металла деформации.

Для определения изменения сопротивления деформации в паузе в работе [10] предлагается использовать уравнение

$$\sigma(t) = \left[b - (b-a) \left(\frac{H_1}{H_0} \right)^B \right] \left(k + \sum_{i=1}^n \lambda_i e^{-\lambda_i(t-t_i)} \right) + \sum_{i=1}^n \lambda_i e^{-\lambda_i t} \left[b \left(1 - e^{\lambda_i t_i} \right) + \frac{\lambda_i}{v_0} (b-a) \int_0^t \left(\frac{H_x}{H_0} \right)^{B+1} e^{\lambda_i \tau} dx \right],$$

позволяющее рассчитывать сопротивление материала деформации в любой момент паузы после первого пропуска.

Как правило, при непрерывной прокатке во всех проходах, кроме первого, полоса подвергается обжатию, обладая некоторым остаточным упрочнением от деформации в предыдущих пропусках. В этом случае эпюра сопротивления металла деформации в рассматриваемом пропуске зависит не только от температурно-скоростных условий деформации в данном пропуске, но и от «истории» развития деформации в предыдущих пропусках.

Исходя из того что путь деформирования полосы от последнего нагрева состоит из участков двух видов: участков, на которых происходит обжатие полосы во время очередного пропуска, и участков, где обжатия не происходит (паузы между пропусками), авторы работы [7] предлагают для расчета эпюры сопротивления металла деформации в m -м пропуске использовать уравнение (1), учитывая при этом влияние процессов, происходивших во всех предыдущих пропусках и паузах между ними, через параметры деформированного состояния. В результате имеем:

$$\sigma(t) = \sigma(x_m) = b - (b-a) \left(\frac{H_{x_m}}{H_0} \right)^B - \sum_{i=1}^n \lambda_i \lambda_j \left\{ \sum_{j=1}^{m-1} \frac{1}{C_j l_j} \int_0^t e^{-\lambda_j(t-t_{j0}-\tau_j)} \times \right. \\ \left. \times \left[b - (b-a) \left(\frac{H_{x_j}}{H_0} \right)^B \right] H_{x_j} dx_j + \frac{1}{C_m} \int_{t_m}^{x_m} e^{-\lambda_i(t-t_{m0}-\tau_m)} \left[b - (b-a) \left(\frac{H_m}{H_0} \right)^B \right] \times \right.$$

$$\times H_{x_m} dx_m - \left. \sum_{j=1}^{m-1} \int_{t_{j0}}^{t_j} e^{-\lambda_j(t-\tau)} \varphi_j(\varepsilon) d\tau \right\}, \quad (3)$$

где m – номер рассматриваемого пропуска; j – номер одного из предыдущих пропусков ($j = 1, 2, \dots, m$); t_{j0}, t_j – моменты начала и конца j -го пропуска (отсчитываются от начала первого пропуска – $t = 0$); τ_j – время, за которое рассматриваемое сечение полосы проходит промежуток от плоскости входа до рассматриваемого сечения очага деформации: $\tau_j = \tau - t_{j0}$; x_j – текущая продольная координата j -го очага деформации; C_j – секундный расход металла j -го пропуска; ε_{0j} – степень деформации полосы перед j -м пропуском:

$$\varepsilon_{0j} = \ln \frac{H_{0j}}{H_0}; \quad \varepsilon_j - \text{текущая степень деформации в сечении } x_j \text{ } j\text{-го}$$

$$\text{пропуска: } \varepsilon_j = \ln \frac{H_{0j}}{H_{xj}}.$$

В уравнении (3) первое слагаемое описывает суммарное упрочнение материала от деформации во всех проходах (включая 1-й и m -й), второе – разупрочнение во всех проходах (от 1-го до m -го) и паузах до m -го прохода (рис. 2). В фигурных скобках уравнения (3) первое интегральное слагаемое описывает динамическое разупрочнение во всех пропусках, кроме m -го (для длины очага деформации каждого пропуска), второе – динамическое разупрочнение в m -м пропуске (для длины его очага деформации), третье – разупрочнение в период пауз между пропусками 1 и m .

С целью повышения достоверности результатов при использовании математического аппарата на базе уравнений наслед-

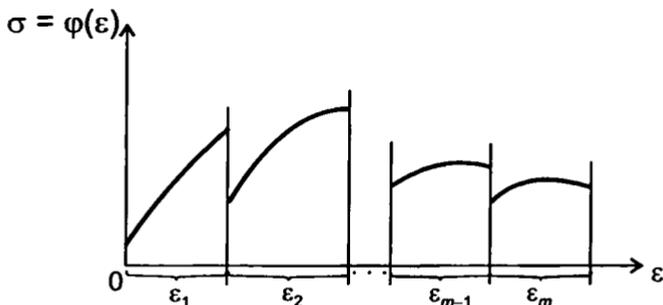


Рис. 2. Схема к расшифровке составляющих уравнения (3)

ственной теории ползучести для описания изменения реологических характеристик деформируемого металла коэффициенты используемых уравнений необходимо определять с привлечением аппарата идентификации, т.е. подбирать параметры так, чтобы математическая модель в виде системы обыкновенных дифференциальных уравнений и начальных условий наилучшим образом соответствовала функционированию натурального процесса.

Применение метода идентификации требует создания математической модели в виде системы обыкновенных дифференциальных уравнений, которая описывала бы изучаемый динамический объект. Таким объектом в рассматриваемом случае является частица пластически деформируемого металла. Модель должна описывать с точностью до неизвестных параметров (коэффициентов) основные эффекты, интересующие исследователя: упрочнение, разупрочнение, вязкость. После того как модель создана, подбирают значения коэффициентов, которые позволяют лучшим образом описать моделью функционирование реального объекта во времени. Операция составления такой математической модели не формальна, а в большей степени эвристична и требует использования системы логических приемов и методических правил теоретического исследования, подобных тем, которые применяют в теории решения изобретательских задач.

Отличительной особенностью проведения экспериментов при использовании процедуры идентификации является необходимость обеспечения динамичности, т.е. все переменные должны изменяться во времени в одном опыте. Полученные параметры модели будут справедливы для тех интервалов изменения переменных, которые имели место при проведении опыта, поэтому желательно, чтобы эксперимент проводился в течение длительного времени с переменными во времени значениями скорости и температуры деформации. Указанное обстоятельство сводит на нет все достоинства использования уравнений теории ползучести, так как требует для определения их коэффициентов постановки трудоемких и дорогостоящих экспериментов. Именно поэтому в настоящее время продолжается поиск простых и достоверных способов описания изменения реологических характеристик деформируемых металлов при различных термомеханических параметрах деформации [13, 16, 17].

Подходы, используемые авторами работы [13] при создании расчетной методики определения сопротивления металла деформации, следует отнести к реологическим подходам, несмотря на то, что в отдельных случаях ими используются соотношения из теории дислокаций.

На основе представления о взаимно конкурирующих процессах упрочнения и разупрочнения предложена зависимость для определения сопротивления металла деформации от степени пластической деформации в единичном акте нагружения при $\epsilon = \ln \frac{h_0}{h}$, высоких температурах ($T > 0,5T_{пл}$) и постоянстве скорости деформации $\dot{\epsilon} = \frac{d\epsilon}{d\tau}$ на протяжении процесса нагружения [18]:

$$\sigma = \sigma_0 + D\epsilon \exp(-\epsilon/\epsilon_x), \quad (4)$$

где σ_0 – экстраполированный предел текучести ($\lim \sigma$ при $\epsilon \rightarrow 0$); D – модуль начального упрочнения ($\lim \frac{d\sigma}{d\epsilon}$ при $\epsilon \rightarrow 0$); ϵ_x – характеристическая степень деформации, соответствующая пределу деформационного упрочнения σ_{max} : $\epsilon_x = \dot{\epsilon} / A$; A – скорость динамического разупрочнения, c^{-1} .

Зависимость (4) получена интегрированием дифференциального уравнения, описывающего ход экспериментальных кривых упрочнения. Проверка этой зависимости на соответствие опытным пластометрическим кривым показала, что отклонение результатов расчета от опытных данных, как правило, не превышает 5% при соблюдении условия $\dot{\epsilon} = \text{const}$, $T = \text{const}$.

Значение T находится в интервале $T_{кр.в} > T > T_{кр.н}$, где $T_{кр.в}$, $T_{кр.н}$ – соответственно верхняя и нижняя температуры превращения для данного фазового состояния материала.

Зависимость (4) представляет собой функцию $\sigma = \varphi(\epsilon)$ при $T = \text{const}$, $\dot{\epsilon} = \text{const}$, характеризующуюся наличием максимума в точке $\epsilon = \epsilon_x$ и точки перегиба при $\epsilon = 2\epsilon_x$.

Для получения соотношения, определяющего скоростную и температурную зависимости напряжения течения, в работе [19] на базе кинетического уравнения Аррениуса для скоростей реакций выполнены соответствующие преобразования и предложено уравнение, расширяющее рамки изотермической функции по скорости деформации:

$$\sigma_T = \sigma_{0T} \left(\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_{сд}} \right)^{n_T} + D_T \epsilon \exp \left(- \frac{\epsilon}{\epsilon_{xT} \left(\dot{\epsilon} / \dot{\epsilon}_{сд} \right)^{n_T}} \right), \quad (7)$$

а с учетом температурной обусловленности параметров σ_{0T} , n_{1T} , D_T , ϵ_{xT} и n_{2T} — как функции трех независимых переменных ϵ , $\dot{\epsilon}$ и T :

$$\sigma_T = \left[\sigma_{0T_1}^* \dot{\epsilon}^{n_{1T_1}} + D_{T_1} \epsilon \exp \left(- \frac{\epsilon}{\epsilon_{xT_1}^* \dot{\epsilon}^{n_{2T_1}}} \right) \right]^{\frac{T_1 - T}{T_2 - T_1}} \times \\ \times \left[\sigma_{0T_2}^* \dot{\epsilon}^{n_{1T_2}} + D_{T_2} \epsilon \exp \left(- \frac{\epsilon}{\epsilon_{xT_2}^* \dot{\epsilon}^{n_{2T_2}}} \right) \right]^{\frac{T - T_1}{T_2 - T_1}} \quad (5)$$

где значения параметров со звездочками получены при нагружении с единичной скоростью деформации, равной $1,0 \text{ с}^{-1}$, а индексы T_1 и T_2 при параметрах означают, что последние определены при соответствующих температурах.

Параметры уравнения (5) для конкретных температур определяются по результатам обработки кривых изменения сопротивления деформации, полученных при пластометрических испытаниях, и заносят в специальные таблицы.

Поскольку уравнения (4), (5) эквивалентны, с помощью подстановки $\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}^* = 1,0 \text{ с}^{-1}$ и $\epsilon = 0$ нетрудно получить соотношения для определения параметров уравнения (5) при значениях температуры нагружения, отличающихся от T_1 и T_2 . Эти соотношения положены авторами работы [13] в основу методики расчета сопротивления металла деформации.

Полагая, что в исходном состоянии в момент начала первого цикла нагружения металл не наклепан, принимают, что его характеристика σ_0^* (экстраполированный предел текучести при единичной скорости деформации) соответствует полностью разупрочненному состоянию. Это предположение основано на том, что процесс деформации предшествует достаточно длительный нагрев для обеспечения заданной температуры начала горячей прокатки. В процессе такого нагрева устраняется ранее приобретенный наклеп.

В случае, когда первый цикл деформирования происходит при некоторой заданной скорости деформации $\dot{\epsilon} = \text{const}$, кривая изменения значения σ в интервале от $\epsilon = 0$ до заданной степени деформации ϵ_1 опишется уравнением (4), записанным в виде

$$\sigma = \sigma_0^* \dot{\epsilon}^{n_1} + D \epsilon \exp \left(\frac{\epsilon}{\epsilon_x^* \dot{\epsilon}^{n_2}} \right). \quad (4a)$$

Параметры упрочнения σ_0^* , D , ε_x^* , n_1 и n_2 в зависимости от материала и температуры деформации находят по таблицам [13, 20].

Для определения значений параметров при температурах T , отличных от указанных в таблицах, применяют уравнения, полученные аналитическим путем с помощью правил интер- и экстраполяции [20] и справедливые в области существования структурной фазы, для которой были найдены табличные значения параметров.

Для описания изменения сопротивления металла деформации при одноступенчатом нагружении вместо уравнения (4а) использовано общее реологическое уравнение состояния, учитывающее влияние теплового деформационного эффекта и эффекта непостоянства скорости деформации в процессе нагружения на изменение сопротивления деформации [13]:

$$\sigma = \sigma_0^* \dot{\varepsilon}^{n_1} + D \varepsilon \exp\left(-\frac{\varepsilon}{\varepsilon_x^* \dot{\varepsilon}^{n_2}}\right) - \left(\sigma_0^* \dot{\varepsilon}^{n_1} - \sigma_y^* \dot{\varepsilon}^{n_2}\right) \left[1 - \exp\left(-\frac{\varepsilon}{\varepsilon_x^* \dot{\varepsilon}^{n_2}}\right)\right].$$

Соответствующие скоростные показатели n_y , n_{ε_1} , n_{ε_2} также получают расчетным путем с использованием экспериментальных данных.

Среднее значение напряжения текучести в очаге деформации определяется уравнением

$$\sigma_{\text{ср1}} = \sigma_0^* \dot{\varepsilon}_1^{n_1} + \frac{D(\dot{\varepsilon}_x^* \dot{\varepsilon}_1^{n_2})^2}{\varepsilon_1} \left[1 - \left(\frac{\varepsilon_1}{\varepsilon_x^* \dot{\varepsilon}_1^{n_2}} + 1\right) \exp\left(-\frac{\varepsilon_1}{\varepsilon_x^* \dot{\varepsilon}_1^{n_2}}\right)\right].$$

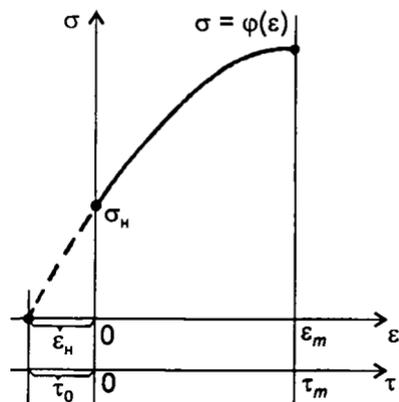
При неполном разупрочнении металл нагружается в следующем цикле, имея остаточное упрочнение σ_i ост от предыдущего цикла нагружения, т.е. имеет место так называемое наследственное упрочнение. Оно может быть представлено как результат некоторой «наследственной степени деформации» ε_n . В этом случае полная степень деформации в очередном цикле нагружения может быть представлена суммой $\varepsilon_n + \varepsilon_m$, а сам цикл нагружения может рассматриваться как единичный [18, 19, 20] с началом по времени в точке $t_0 = \tau_0$, где τ_0 – добавочное время, отражающее предысторию среды (рис. 3). Эпюра изменения сопротивления металла деформации вдоль m -го очага деформации при $\dot{\varepsilon} = \text{const}$ и $T = \text{const}$ в этом случае описывается уравнением

$$\sigma_m = \sigma_0 + D(\varepsilon_n + \varepsilon_m) \exp\left(-\frac{\varepsilon_n + \varepsilon_m}{\varepsilon_x}\right),$$

где m – номер цикла нагружения (прохода); ϵ_n – наследственная степень деформации; ϵ_m – степень деформации в m -м цикле.

Расчетное уравнение для описания эпюры изменения напряжения текучести в цикле нагружения в этом случае будет иметь вид

$$\sigma_m = \sigma_0^* \dot{\epsilon}_m^{n_1} + D(\epsilon_n + \epsilon_m) \exp\left(-\frac{\epsilon_n + \epsilon_m}{\dot{\epsilon}_x^* \dot{\epsilon}_m^{n_2}}\right),$$



а среднее значение напряжения текучести за проход определяется из выражения

Рис. 3. Схема к определению понятий «наследственное упрочнение» (σ_n) и «наследственная деформация» (ϵ_n)

$$\sigma_{срм} \sigma_0^* \dot{\epsilon}_m^{n_1} + \frac{D(\dot{\epsilon}_x^* \dot{\epsilon}_m^{n_2})^2}{\epsilon_m} \left[\left(\frac{2\epsilon_n}{\dot{\epsilon}_x^* \dot{\epsilon}_m^{n_2}} + 1 \right) \exp\left(\frac{2\epsilon_n}{\dot{\epsilon}_x^* \dot{\epsilon}_m^{n_2}}\right) - \left(\frac{2\epsilon_n + \epsilon_m}{\dot{\epsilon}_x^* \dot{\epsilon}_m^{n_2}} + 1 \right) \exp\left(-\frac{2\epsilon_n + \epsilon_m}{\dot{\epsilon}_x^* \dot{\epsilon}_m^{n_2}}\right) \right].$$

При соблюдении условия $\dot{\epsilon}_m = \text{const}$ в течение всего m -го цикла нагружения, например при $\dot{\epsilon}_m = \dot{\epsilon}_{срм}$, как и в случае с первым проходом, кривая, описывающая изменение напряжения текучести в цикле, начинающемся при наличии $\sigma_{ост}$, имеет вид

$$\sigma_m = \left[\sigma_{0T_1}^* \dot{\epsilon}_m^{n_{T_1}} + D_{T_1}(\epsilon_n + \epsilon_m) \exp\left(-\frac{\epsilon_n + \epsilon_m}{\dot{\epsilon}_{xT_1}^* \dot{\epsilon}_m^{n_{2T_1}}}\right) \right]^{\frac{T_2 - T}{T_2 - T_1}} \times \left[\sigma_{0T_2}^* \dot{\epsilon}_m^{n_{T_2}} + D_{T_2}(\epsilon_n + \epsilon_m) \exp\left(-\frac{\epsilon_n + \epsilon_m}{\dot{\epsilon}_{xT_2}^* \dot{\epsilon}_m^{n_{2T_2}}}\right) \right]^{\frac{T - T_1}{T_2 - T_1}}.$$

Для определения ϵ_n по известному значению остаточного упрочнения $\sigma_{i \text{ ост}}$ в конце паузы в работе [21] предлагается использовать уравнение (4а) с параметрами упрочнения, соответствующими термомеханическим условиям m -го прохода, принимая $\sigma = \sigma_i$ и $\epsilon = \epsilon_n$.

Так как ε_n в явном виде из уравнения (4а) не получается, в работе [20] предлагается, основываясь на том, что остаточное напряжение в конце паузы характеризует некоторую плотность подвижных дислокаций с учетом параболической зависимости Тейлора для напряжения текучести, использовать уравнение

$$\varepsilon_n = B(\sigma_n - \sigma_0)^2. \quad (6)$$

Для определения постоянной в уравнении (6) при заданных материале и температуре предлагается из уравнения (4а) определить условное напряжение σ' , соответствующее деформации ε' , удовлетворяющей условию $0 < \varepsilon' < \varepsilon_x$ (обычно принимают $\varepsilon' = 0,3 < \varepsilon_x$). После подстановки получим:

$$B = \frac{\varepsilon'}{(\sigma' - \sigma_0)^2} \text{ или } \varepsilon_n = \varepsilon' \left(\frac{\sigma_n - \sigma_0}{\sigma_1 - \sigma_0} \right)^2. \quad (6a)$$

Для упрощения расчетов разупрочнения в работе [13] предложено уравнение, позволяющее сразу рассчитать наследственное напряжение в конце паузы:

$$\sigma_n - \sigma_0 = (\sigma_x - \sigma_0) \exp \left\{ -t A_{\sigma}^{\frac{n}{T_{\sigma}^{\sigma_0}}} \exp \left[n_T \left(\frac{T_{cp}}{T_{\sigma}} - 1 \right) + a_t \left(1 - \frac{t}{t_{\sigma}} \right) \right] \right\}. \quad (7)$$

Уравнение (7) получено на основании результатов обработки экспериментальных кривых зависимостей средней скорости разупрочнения A_{cp} от температуры и времени:

$$A_{cp} = A_{\sigma}^{\frac{n}{T_{\sigma}^{\sigma_0}}} \exp \left[n_T \left(\frac{T_{cp}}{T_{\sigma}} - 1 \right) + a_t \left(1 - \frac{t}{t_{\sigma}} \right) \right]. \quad (8)$$

В уравнениях (7) и (8) A_{σ} – средняя скорость разупрочнения в паузе при базовых температуре T_{σ} и времени t_{σ} ; n_T – температурный коэффициент; a_t – временной коэффициент; t – время паузы ($t \leq t_{\sigma}$); T_{cp} – средняя температура полосы в паузе.

Параметры A_{σ} , n_T и a_t для базовых значений температуры T_{σ} , длительности паузы t_{σ} и различных сталей, являющихся представительными для своих групп, приведены в работе [13].

Наиболее близкие к экспериментальным значения σ_n , рассчитанные по уравнению (7), получены в паузах, следующих за деформациями, проведенными при скоростях $\dot{\varepsilon}$, превышающих некоторые критические значения, определяемые по данным, приведен-

ным в работе [13] или расчетным путем по экспериментальным формулам.

Экспериментальная проверка результатов расчетов, выполненных с использованием зависимостей, предложенных в работе [13], показала их высокую достоверность. При этом подтвердилась необходимость учета остаточного упрочнения прокатываемого металла.

Наследственный рост сопротивления металла деформации прослеживается в клетях непрерывной чистовой группы, достигая уровня 30...34% по ходу прокатки. Это явление хорошо описывается предложенной методикой и не находит отражения при использовании методик, основанных на определении сопротивления металла деформации по средним значениям термодинамических параметров процесса прокатки [3–6].

Возможность использования имеющихся в литературе в достаточном количестве экспериментальных данных по кривым одноразового нагружения широкого спектра материалов для расчета сопротивления металла деформации при любых термодинамических условиях горячей прокатки, включая непрерывную, делает методику, предложенную в работе [13], наиболее приемлемой для решения задач исследования влияния технологических параметров непрерывной сортовой прокатки на станах различного состава на изменение сопротивления металла пластической деформации.

ЛИТЕРАТУРА

1. Непрерывная прокатка / под ред. В.Н. Данченко. Днепропетровск: РВА «Днипро-ВАЛ», 2002. 588 с.
2. *Полухин, П.И.* Физические основы пластической деформации / П.И. Полухин, С.С. Горелик, В.К. Воронцов. М.: Металлургия, 1982. 584 с.
3. Теория прокатки: справочник / А.И. Целиков [и др.]; под ред. В.И. Зюзина, А.В. Третьякова. М.: Металлургия, 1982. 336 с.
4. *Хензель, А.* Расчет энергосиловых параметров в процессах обработки металлов давлением: справочник / А. Хензель, Т. Шпиттель. М.: Металлургия, 1982. 360 с.
5. Оптимизация расхода энергии в процессах деформации / А. Хензель [и др.]. М.: Металлургия, 1985. 184 с.
6. *Коновалов, Ю.В.* Расчет параметров листовой прокатки: справочник / Ю.В. Коновалов, А.Л. Остапенко, В.И. Пономарев. М.: Металлургия, 1986. 430 с.
7. *Матвеев, Б.Н.* Моделирование процессов горячей деформации позволяет повышать качество проката / Б.Н. Матвеев // Черная металлургия. 2002. № 11. С. 8 – 15.
8. Mathematical modeling for rolling force and microstructure evolution and microstructure controlling with heavy reduction in tandem hot strip rolling / I. Yanagimoto [et al.] // Steel Research. 2002. V. 150 / № 4. P. 140 – 167.
9. *Приходько, Э.В.* Эффективность комплексного легирования сталей и сплавов / Э.В. Приходько. Киев: Наука думка, 1995. 292 с.
10. Применение теории ползучести при обработке металлов давлением / А.А. Поздеев [и др.]. М.: Металлургия, 1973. 192 с.

11. Гунн, Г.Я. Теоретические основы обработки металлов давлением / Г.Я. Гунн. М.: Металлургия, 1980. 456 с.
12. Колмогоров, В.Л. Механика обработки металлов давлением / В.Л. Колмогоров. М.: Металлургия, 1986. 688 с.
13. Расчет усилий при непрерывной горячей прокатке / В.Н. Жучин [и др.]. М.: Металлургия, 1986. 198 с.
14. Поздеев, А.А. О перспективах применения теории ползучести и наследственности к расчету процессов обработки металлов давлением / А.А. Поздеев, В.Н. Тарновский, В.И. Еремеев // Изв. вузов. Черная металлургия. 1965. № 11. С. 62–68.
15. Работнов, Ю.Н. Ползучесть элементов конструкций / Ю.Н. Работнов. М.: Наука, 1966. 752 с.
16. Шломчак, Г.Г. Новое направление в экспериментальной механике – пластическое формоизменение реологически сложных металлов / Г.Г. Шломчак // Теория и практика металлургии. 1997. № 1. С. 40 – 45.
17. Шломчак, Г.Г. Реологическая концепция в теории прокатки металлов / Г.Г. Шломчак // Сучасні проблеми металургії. Наук. вісті. Т. 5. Пластична деформація металів. Дніпропетровськ: Системні технології, 2002. С. 97 – 101.
18. Шварцбарт, Я.С. К выбору модели среды, деформируемой в условиях горячей обработки металлов давлением / Я.С. Шварцбарт // Изв. вузов. Черная металлургия. 1974. № 3. С. 99 – 104.
19. Шварцбарт, Я.С. Сопротивление деформации сталей и сплавов при непрерывной горячей прокатке / Я.С. Шварцбарт // Изв. АН СССР. Металлы. 1980. № 1. С. 86 – 94.
20. Шварцбарт, Я.С. Влияние многоступенчатого режима деформирования на сопротивление нержавеющей сталей горячему формоизменению / Я.С. Шварцбарт, Г.С. Никитин, И.Г. Зуев // Изв. АН СССР. Металлы. 1978. № 2. С. 155 – 164.

СОДЕРЖАНИЕ

Черная металлургия

<i>Тимошпольский В.И., Самойлович Ю.А., Трусова И.А., Маточкин В.А., Герман М.Л.</i> Механические (упругие и реологические) свойства промышленных марок стали, используемых для непрерывного литья заготовок, при повышенных температурах (обзор)	3
<i>Маточкин В.А., Андрианов Д.Н., Карпович Ю.В., Митриченко К.Н., Гареев Ф.Г.</i> Возможные пути развития инъекционных технологий на РУП «БМЗ» с ведением плавки на вспененном шлаке с использованием мела	12
<i>Тимошпольский В.И., Самойлович Ю.А., Мандель Н.Л., Савань П.В.</i> Тепловой режим шагающих балок в нагревательных печах современной конструкции	22
<i>Тимошпольский В.И., Самойлович Ю.А., Трусова И.А., Калинин Е.В.</i> Термоцикличность в зоне вторичного охлаждения МНЛЗ и термические напряжения в твердой корке непрерывнолитой заготовки.	31
<i>Тимошпольский В.И., Герман М.Л., Трусова И.А., Кабишов С.М., Савань П.Н.</i> Математическое моделирование сопряженного теплообмена в газопламенных печах прокатного производства	44
<i>Маточкин В.А., Андрианов Д.Н., Прохоренко В.Н., Козлов А.А., Лашкевич С.А.</i> Совершенствование охлаждения графитированных электродов	49
<i>Стеблов А.Б., Ленартович Д.В.</i> Стали для штампов горячего деформирования	52
<i>Герман М.Л., Корнеев С.В., Файн И.В.</i> Определение температурных напряжений при нагреве стальных заготовок с использованием метода конечных элементов	59
<i>Ложечников Е.Б., Гавриленя А.К., Ласанкин С.В.</i> Технологический комплекс для размола шлаков и компактирования извлекаемых из них металлов	67
<i>Слуцкий А.Г., Сметкин В.А., Слуцкая О.А., Павлович В.Г., Трубицкий Р.Э.</i> Исследование процесса восстановления легирующих элементов при выплавке железоуглеродистых сплавов	72

Литейное производство

- Маточкин В.А., Андрианов Д.Н., Прохоренко В.Н.* Перспективы использования новых технологий непрерывной разливки стали в условиях РУП «БМЗ» 79
- Земсков И.В., Столярова Г.И., Филанович И.К.* Технологические особенности вертикального непрерывного литья заготовок из сплавов на основе меди 93
- Барановский Э.Ф., Пумпур В.А., Короткин Г.П.* Определение параметров питателя при литье в кокиль заготовок массивных хлористо-медных катодов 97
- Барановский Э.Ф., Пумпур В.А., Короткин Г.П.* Определение степени обжаривания отливки в кокиль цинковой заготовки при изготовлении горячекатаных цинковых анодов 102
- Бодяко А.М., Зимонин П.И., Мельников И.А., Супонев А.А.* Расчет вторичного охлаждения отливки при литье методом непрерывно-циклического литья намораживанием 106
- Калиниченко А.С.* Применение высокоинтенсивных процессов литья для переработки алюминиевых сплавов 115

Металловедение

- Ковалевский В.Н., Ковалевская А.В., Фомихина И.В., Григорьев С.В., Жук А.Е.* Защита алмазных кристаллов наноструктурными покрытиями при изготовлении композиции алмаз – карбид кремния 120
- Ковалевский В.Н., Фомихина И.В., Жук А.Е., Сачава Д.Г.* Превращения в наноструктурных покрытиях при изготовлении композиции алмаз – карбид кремния 130
- Голубцова Е.С., Каледин Б.А., Плотников Д.И., Каледина Н.Б.* Исследование влияния содержания нанометрических частиц карбида кремния на трещиностойкость и прочность нитридной керамики 134
- Голубцова Е.С., Каледин Б.А., Каледина Н.Б.* Высокотемпературное окисление керамических материалов 138
- Горанский Г.Г., Каледин Б.А.* Статистическое моделирование механосинтеза аморфных порошков на основе железа 141

Обработка металлов давлением

- Исаевич Л.А., Иваницкий Д.М.* Способ повышения усталостной прочности и долговечности малолистовых рессор 148

<i>Исаевич Л.А., Мазуренок А.В., Шиманский А.В., Сидоренко М.И.</i> Особенности формообразования пластическим деформированием фланца в трубной заготовке	157
<i>Шиманович И.М., Шиманович О.А.</i> Оптимизация некоторых технологических параметров процесса ротационной вытяжки шариковыми матрицами	164
<i>Лохматов А.П., Жучков С.М., Кулаков Л.В.</i> Реологические характеристики металла при непрерывной горячей прокатке	169

Научное издание

МЕТАЛЛУРГИЯ

Выпуск 29

Редактор *Е.В. Малышева*

Художественный редактор *В.А. Ярошевич*

Технический редактор *Л.И. Счисленок*

Корректор *Т.К. Хваль*

Компьютерная верстка *М.В. Бригер*

Подписано в печать 18.11.2005 г. Формат 60×90/16. Бумага офсетная. Гарнитура «Школьная». Офсетная печать. Усл. печ. л. 11,75. Уч.-изд. л. 11,37. Тираж 200 экз. Заказ 3200.

Республиканское унитарное предприятие «Издательство “Вышэйшая школа”». ЛИ № 02330/0056829 от 02.03.2004. 220048, Минск, проспект Победителей, 11.

Республиканское унитарное предприятие «Типография “Победа”». 222310, Молодечно, ул. Тавлая, 11.