

Министерство образования Республики Беларусь
Белорусский национальный технический университет

МЕТАЛЛУРГИЯ

РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ
СБОРНИК НАУЧНЫХ ТРУДОВ

Основан в 1967 году

ВЫПУСК 27

Минск
"Вышэйшая школа"
2003

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ:

*В.И. Тимошпольский (гл. редактор), В.А. Маточкин (зам. гл. редактора),
Б.М. Немененок (зам. гл. редактора), И.А. Трусова (отв. секретарь),
Л.Г. Ворошин, Л.А. Исаевич, В.М. Королев, Д.М. Кукуй,
А.Б. Стеблов*

Рецензент:

академик Национальной академии наук Беларуси *Г.П. Анисович*

Представлены материалы в области металлургии, литейного производства, обработки металлов давлением, материаловедения, термической обработки металлов и порошковой металлургии. Рассмотрены вопросы математического моделирования и экспериментальных исследований при производстве и последующей обработке черных и цветных сплавов. Результаты исследований нашли широкое применение на металлургических и машиностроительных заводах.

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

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

УДК 669.046:536.12:518.61

Ю.С. ПОСТОЛЬНИК, д-р техн. наук,
Ю.Н. ЗИНЧЕНКО (ДГТУ*, Украина),
В.И. ТИМОШПОЛЬСКИЙ, д-р техн. наук (ИТМО** НАН Беларуси),
П.Э. РАТНИКОВ (БНТУ),
В.А. ТРУСОВ (ДМК им. Дзержинского***)

ТЕМПЕРАТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ МАССИВНОГО ЦИЛИНДРИЧЕСКОГО СЛИТКА В РАДИАЦИОННОМ ПРОТИВОТОКЕ

Как известно, в промышленной теплотехнике при моделировании процесса нагрева различают прямоточный и противоточный теплообмен тела и окружающей среды. Математическое моделирование прямоточного теплообмена несколько проще противоточного, благодаря чему на данный момент теплотехника располагает вполне приемлемыми методиками инженерных расчетов соответствующих прямоточных тепловых процессов.

Иное положение с теорией и практикой противоточного теплообмена. При теплообмене движущихся навстречу друг другу материала и газа температуры обоих агентов изменяются в тесной взаимозависимости, установить которую можно, лишь решив соответствующую краевую задачу. В этой задаче температура теплоносителя (газа) неизвестна, что требует введения в математическую модель теплопроводности дополнительного граничного условия в виде уравнения теплового баланса. Это усложнение математической модели существенно затормозило развитие общей технической теории противоточного теплообмена. Но такой теплообмен имеет определенные преимущества перед прямоточным и весьма широко распространен в технике, особенно в металлургии [1]. Как отмечено в [2], при разработке методик расчета соответствующих тепловых процессов вводится ряд упрощающих предпосылок, наиболее существенными из которых являются: 1) пренебрежение термической массивностью тел; 2) неизменность теплофизических характеристик; 3) передача всей теплоты от газа к телу конвективным путем.

* Днепродзержинский государственный технический университет.

** Институт тепло- и массообмена им. А.В. Лыкова.

*** Днепровский металлургический комбинат им. Ф.Э. Дзержинского (г. Днепродзержинск, Украина).

Первая предпосылка позволила исключить из математической модели дифференциальное уравнение теплопроводности. Но разработанные с учетом этого методики неприемлемы для расчета нагрева тел со значительной тепловой инерцией. Для уточнения пришлось ставить и решать уже краевые задачи теплопроводности. Благодаря второй и третьей предпосылкам эти математические модели были линеаризованы, что и позволило получить точные аналитические решения известными методами математической физики. Эти решения приемлемы в исследовании противоточных процессов фильтрационного типа, где идет в основном конвективный теплообмен между газом и насыпной кусковой массой. Но они непригодны для расчета противоточного нагрева металла в методических проходных нагревательных печах непрерывного действия, где доля радиационной составляющей теплообмена становится преобладающей.

На актуальность задач противоточного теплообмена массивных тел в условиях лучистого теплообмена указал еще в 1956 г. А.В. Кавадеров [3]. В работе [4] приведено решение для противоточного теплообмена массивной пластины; при этом решение было сведено к определению двух вспомогательных функционалов, вычисление которых было осуществлено на аналоговой вычислительной машине (гидростатическом интеграторе системы Будрина). Были составлены также таблицы для практических расчетов. Между тем, в металлургии широко распространены цилиндрические и близкие к ним призматические слитки.

Приведем решение задачи противоточного теплообмена применительно к нагреву цилиндрических тел.

Математическая модель:

$$\frac{1}{\rho} \frac{\partial}{\partial \rho} \left[\rho \frac{\partial \theta}{\partial \rho} \right] = \frac{\partial \theta}{\partial \tau};$$

$$\left. \frac{\partial \theta}{\partial \rho} \right|_{\rho=1} = Sk [\theta_r^4(\tau) - \theta_n^4]; \quad \left. \frac{\partial \theta}{\partial \rho} \right|_{\rho=0} = 0;$$

$$\frac{d\theta_r}{d\tau} = Sk [\theta_r^4(\tau) - \theta_n^4] 2\pi;$$

$$\theta(\rho, 0) = \theta_0 = \theta' = \text{const}; \quad \theta_r(0) = \theta_r'' = 1,$$

где $\rho = \frac{r}{R}$; $\theta = \theta(\rho, \tau) = \frac{T(r, t)}{T_r''}$; $\tau = \frac{at}{R^2}$; $Sk = \sigma_b (T_r'')^3 R / \lambda$; $n = Vc / (V_g c_g)$; T, T_r – абсолютные температуры тела и газа; R – радиус цилиндра; n – отношение водяных чисел; $V = AR/2$ – объем тела; A – его тепловоспринимающая поверхность; V_g – объем газа; $\lambda, a, c, c_g, \sigma_b$ – общепринятые обозначения известных теплофизических характеристик и параметров теплообмена; индексы «'» и «''» обозначают переменные величины на входе и выходе соответственно.

Задача решалась известным [5] методом эквивалентных источников (МЭИ) в рамках широко используемой в металлургической теплотехнике модели термического слоя [6].

Приведем решение, полученное для цилиндра [7].

Инерционный этап ($0 \leq \tau \leq \tau_0$; $\beta(0 \leq \rho \leq 1)$):

температура

$$\theta_1(\rho, \tau) = \theta'' + \Delta\theta(\tau)[\rho - \beta(\tau)]^2 / [l^2(\tau)];$$

толщина прогреваемого слоя

$$l(\tau) = 1 - \beta(\tau) = \sqrt{12\tau}.$$

В момент окончания инерционного этапа продолжительность и толщина прогреваемого слоя

$$\tau_0 = 1/12; \quad l(\tau_0) = 1;$$

температурный перепад

$$\Delta\theta_1(\tau) = \theta_{\text{ин}}(\tau) - \theta' = \frac{\tau}{l(\tau)} = \sqrt{\tau/12}; \quad \Delta\theta_1(\tau_0) = 1/12;$$

температура поверхности

$$\theta_{\text{ин}}(\tau) = \theta' + \Delta\theta_1(\tau) = \theta' + \sqrt{\tau/12}; \quad \theta_{\text{ин}}(\tau_0) = \theta' + 1/12;$$

температура газа

$$\theta_{\text{г}}(\tau) = 1 + \frac{n}{3} \Delta\theta_1(\tau) / l(\tau) = 1 + \frac{n\tau}{3}; \quad \theta_{\text{г}}(\tau_0) = 1 + \frac{n}{3}.$$

Упорядоченный этап ($\tau_0 \leq \tau \leq \tau_*$; $0 \leq \rho \leq 1$):

температура тела

$$\theta_2(\rho, \tau) = \theta_{2\text{н}}(\tau) - \frac{Sk}{2} [\theta_{2\text{г}}^4(\tau) - \theta_{2\text{н}}^4(\tau)] (1 - \rho^2);$$

температурный перепад

$$\Delta\theta_2(\tau) = \theta_{2\text{н}}(\tau) - \theta_{\text{гн}}(\tau) = \frac{Sk}{2} [\theta_{2\text{г}}^4(\tau) - \theta_{2\text{н}}^4(\tau)];$$

температура газа

$$\Phi_{\text{г}}(\tau) - \Phi_{\text{г}}^0 = 8 \frac{1 - n(\theta' + 0,014)}{k^2} Sk(\tau - \tau_0); \quad (1)$$

$$\Phi_{\text{г}}(\tau) = \ln \theta_{2\text{г}}(\tau) - p \ln [1 - k \theta_{2\text{г}}(\tau)] - \frac{1 + k \theta_{2\text{г}}(\tau)}{2k^2 \theta_{2\text{г}}^2(\tau)},$$

где $p = 1 + \frac{Sk}{k^3}$; $k = \frac{1 - n}{1 - n(\theta' + 0,014)}$;

продолжительность нагрева тела до температуры поверхности

$$\theta_{2\text{н}}(\tau_*) = \theta_{2\text{н}}^* = \eta \theta_{2\text{г}}^*;$$

$$\tau_* = \tau_0 + k^2(\Phi_r^* - \Phi_n^*)/[8Sk(1 - n(\theta' + 0,014))], \quad (2)$$

где η — наперед заданный (требуемый) показатель уровня завершенности процесса нагрева металла.

Зная изменение температуры газа $\theta_{2r}(\tau)$ из выражения (1), температуру $\theta_{2n}(\tau)$ поверхности тела находим решением алгебраического уравнения

$$\theta_{2n}^4(\tau) + a_{1n}\theta_{2n}(\tau) = a_{0n}(\tau), \quad (3)$$

где $a_{1n} = \frac{4}{Sk}$; $a_{0n}(\tau) = \theta_{2r}^4(\tau) + \frac{4}{Sk}[\theta_{2r}(\tau) - 1 + (\theta' + 0,014)n]$.

Необходимый нам корень уравнения (3) вычисляется по известным формулам:

$$\theta_{2n}(\tau) = (\sqrt{2a_1/b - b^2} - b)/2; \quad b = \sqrt{u+v};$$

$$\frac{u}{v} = 3\sqrt{\frac{a_1^2}{2} \pm \sqrt{\Delta}}; \quad \Delta = \left(\frac{4a_0}{3}\right)^3 + \left(\frac{a_1^2}{2}\right)^2.$$

Температура газа θ_r^* при заданном показателе завершенности нагрева $\theta_n^* = \eta\theta_r^*$ определяется по формулам:

$$\theta_{2r}^{*4} + a_{1r}\theta_{2r}^* = a_{0r}; \quad a_{1r} = \frac{4}{Sk} \frac{1 - n\eta}{(1 - \eta^4)n}; \quad a_{0r} = \frac{4}{Sk} \frac{1 - n(\theta' + 0,014)}{(1 - \eta^4)n}.$$

Найденное значение θ_r^* и подставляется в формулу (2).

На основании полученного решения нами проведено исследование изменения во времени температурных функций $\theta_r(\tau)$, $\theta_n(\tau)$ и $\Delta\theta(\tau)$ в зависимости от определяющих параметров Sk , n , $\theta_0 = \theta'$.

Результаты расчета приведены на рис. 1–3. На рис. 4 изображена функция распределения $F(\leq) = 1 - [\theta_n - \theta(\rho, \tau)]/[\theta_n(\tau) - \theta_u(\tau)]$, которая на инерционном этапе ($0 \leq \tau \leq \tau_0 = 0,083$) принимает вид $F_1(\rho) = [\rho - \beta(\tau)]^2/[1 - \beta(\tau)]^2$, а на упорядоченном этапе ($\tau \geq \tau_0$) — вид $F_2(\rho) = \rho^2$.

Заметим, что некоторая сложность (скорее, громоздкость) процедуры расчетов по предложенным аналитическим формулам может быть устранена путем компьютеризации полученного решения. Если приближенное аналитическое решение дает результаты приемлемой для практики точности, то значительно проще, экономичнее и рациональнее использовать ЭВМ в роли «арифмометра» для расчета по готовому решению, нежели решать нелинейную краевую задачу с многими параметрами численными методами на ЭВМ. Ведь аналитическая функция позволяет в любой пространственно-временной точке определять значения параметров, тогда как

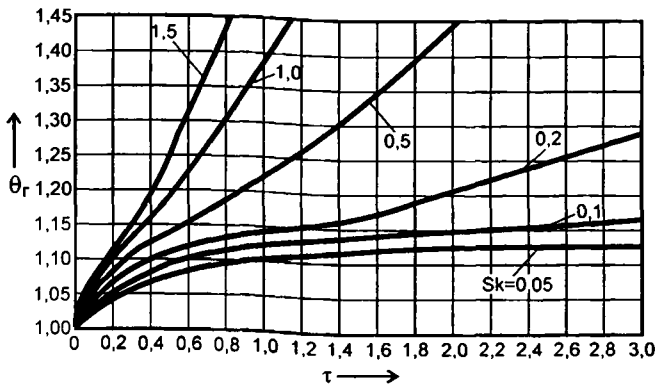


Рис. 1. Изменение температуры газа θ_r во времени τ в зависимости от критерия Sk при $n = 0,8$ и $\theta_0 = \theta' = 0,5$

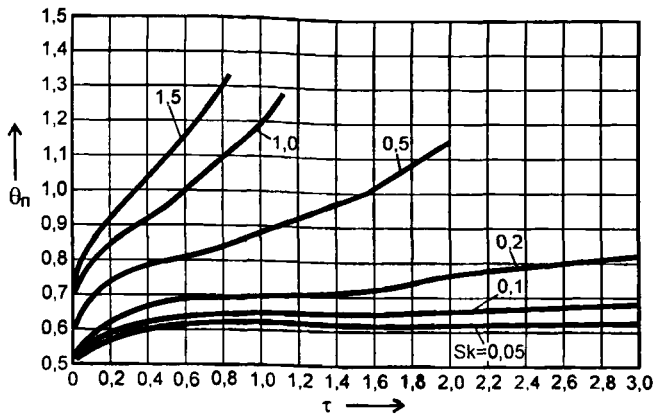


Рис. 2. Изменение температуры поверхности цилиндра θ_n во времени τ в зависимости от критерия Sk при $n = 0,8$ и $\theta_0 = \theta' = 0,5$

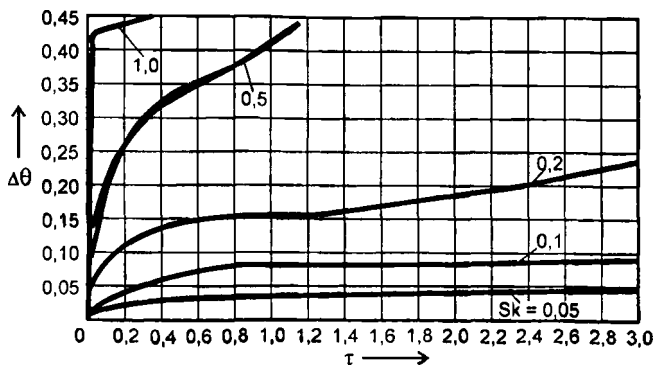


Рис. 3. Изменение температурного перепада $\Delta\theta$ вдоль радиуса цилиндра во времени τ в зависимости от критерия Sk при $n = 0,8$ и $\theta_0 = \theta' = 0,5$

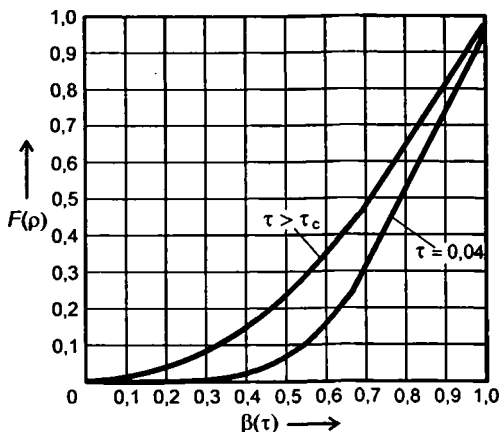


Рис. 4. Распределение температурной функции $F(\rho)$ вдоль радиуса цилиндра на инерционном ($\tau = 0,04 < \tau_0$) и упорядоченном ($\tau > \tau_0$) этапах нагрева

численными методами исследователь при любом изменении исходных данных должен решать задачу заново.

В заключение необходимо отметить, что развитие численных методов, безусловно, важно и необходимо и никак не должно препятствовать развитию аналитических методов. И те, и другие одинаково актуальны и перспективны.

ЛИТЕРАТУРА

1. Исследование противоточного теплообмена в металлургии: Состояние вопроса и проблемы развития / Ю.С. Постольник, В.И. Тимошпольский, А.П. Огурцов и др. // Металлургия. 2001. Вып. 25. С. 149 – 164.
2. Анализ температурного состояния массивного плоского слитка в условиях радиационного противотока / Ю.С. Постольник, В.И. Тимошпольский, А.П. Огурцов и др. // Литье и металлургия. 2003. № 1. С. 53 – 56.
3. Кавадеров А.В. Тепловая работа печей. Свердловск: Metallurgizdat, 1956. 367 с.
4. Кавадеров А.В., Калугин В. Н. Закономерности нагрева массивного тела излучением в противотоке // Нагрев металла и работа нагревательных печей: Сб. науч. тр. / ВНИИМТ. Свердловск: Metallurgizdat, 1960. № 6. С. 59 – 70.
5. Постольник Ю.С. Приближенные методы исследований в термомеханике. Киев – Донецк: Вищ. шк. Головн. изд-во, 1984. 158 с.
6. Львов А.В. Методы решения нелинейных уравнений нестационарной теплопроводности // Изв. АН СССР. Энергетика и транспорт, 1970. № 5. С. 109 – 150.
7. Математическая модель радиационного нагрева массивных тел в теоретическом противотоке / Ю.С. Постольник, А.П. Огурцов, В.И. Тимошпольский, И.А. Трусова // Математическое моделирование. Днепродзержинск. 2000. № 2(5). С. 87 – 91.

В.А. МАТОЧКИН, А.Б. СТЕБЛОВ, д-р техн. наук (РУП БМЗ*),
Ю.М. АЙЗИН, А.В. КУКЛЕВ, О.А. ТИМОХИН,
В.В. ТИНЯКОВ, А.М. ТОПТЫГИН (ООО «Корал»)

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ОБОРУДОВАНИЯ И ТЕХНОЛОГИИ НЕПРЕРЫВНОЙ РАЗЛИВКИ СТАЛЕЙ С ПОВЫШЕННЫМИ ТРЕБОВАНИЯМИ К КАЧЕСТВУ НА БЛЮМОВОЙ МНЛЗ БЕЛОРУССКОГО МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ЗАВОДА

Белорусский металлургический завод специализируется на выпуске высококачественного сортового металла для различных отраслей машиностроения, в первую очередь автомобилестроения. По мере совершенствования изделий машиностроения возрастают требования к качеству металла со стороны потребителей, что влечет за собой необходимость совершенствования технологии и оборудования для производства стали. С целью решения этих задач в 1998 г. на БМЗ была проведена реконструкция блюмовой машины непрерывного литья заготовок (МНЛЗ), на которой разливаются заготовки сечением 300×400 и 250×300 мм. Разработанные технические решения (кристаллизатор с покрытием, устройство электромагнитного перемешивания в кристаллизаторе, новая система вторичного охлаждения, система управления непрерывной разливкой и др.) позволили в 1,5 раза увеличить производительность МНЛЗ, снизить брак заготовок (при ультразвуковом контроле), улучшить макроструктуру блюмов и снизить ликвацию углерода, серы и фосфора.

Однако реконструкция не позволила исключить брак по поверхностным дефектам, в первую очередь по продольным трещинам, а также по дефектам макроструктуры типа «ликвационные полосы». До 80 – 100 плавок снизилась стойкость роликовых секций. С целью определения путей улучшения качества металла были проведены металлографические исследования характерных дефектов заготовок из наиболее распространенных марок стали (45, 40ХГНМ) и анализ работы МНЛЗ с расчетом нагрузок, возникающих в заготовке и элементах оборудования.

Изучение дефекта «продольная трещина» показало, что его появление несистематично. Характер трещин – кристаллизационный. С учетом температурного распределения по сечению заготовок их образование происходит в кристаллизаторе в зоне высокотемпературной хрупкости стали (рис. 1). Прерывистый характер трещины, оплавленные края, наличие окислы, диффузионных оксидов, обезуглероженного слоя подтверждают эту гипотезу. Изучение макроизлома показало, что структура металла в области распространения трещины грубая, излом проходит в зоне столбчатых кристаллов. Структура основного металла у поверхности заготовки – пер-

* Республиканское унитарное предприятие «Белорусский металлургический завод».

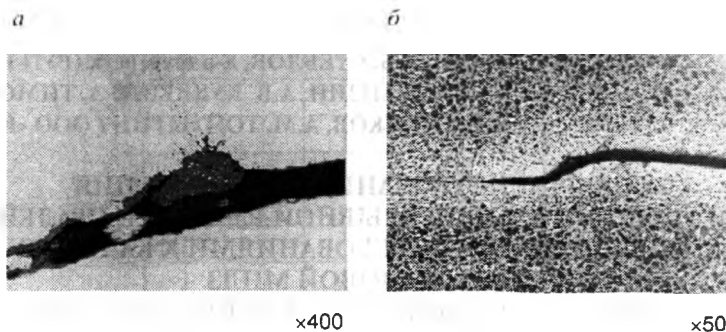


Рис. 1. Микроструктура продольной трещины:
а – диффузионное окисление по трещине; *б* – обезуглероживание по трещине

лит, зернистый и видманштеттовский феррит. Цементит перлита пластинчатый, сорбит и троостит. Ближе к центру заготовки структура перлитная с ферритной сеткой. Сетка феррита имеет видманштеттово строение. Внутри трещины встречаются включения алюмосиликатов кальция и марганца с примесью титана, калия и натрия, а также сульфиды марганца. Кроме этих включений в приповерхностной зоне трещины встречаются частицы металлической меди и хрома, причем частицы хрома окислены с поверхности. Можно утверждать, что зарождение трещин происходит в кристаллизаторе, а дальнейшее раскрытие – в зоне вторичного охлаждения. Причины образования трещины – термический удар и механические нагрузки при чрезмерно плотном контакте корочки слитка со стенкой кристаллизатора в результате смещения заготовки к одной стороне кристаллизатора из-за смещения технологической оси МНЛЗ. Это подтверждается наличием материала кристаллизатора и его покрытия, а также высоким и неравномерным по периметру износом медных стенок.

Основным дефектом макроструктуры являются «ликвационные полоски» (рис. 2). Механизм появления дефекта – образование трещин на фронте кристаллизации, в которые засасываются ликваты; происходит «залечи-

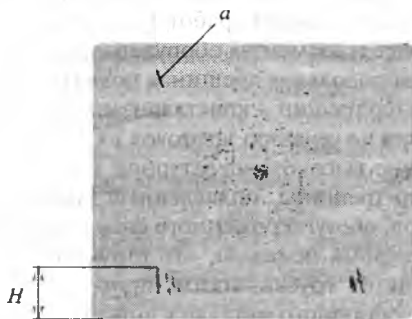


Рис. 2. Схема расположения дефекта «ликвационная полоска» (*а* – «ликвационная полоска»; *H* – глубина залегания дефекта)

вание» трещин и образование ликвационных дефектов. Трещины в корочке блюма возникают, когда сумма напряжений (термические напряжения, напряжения от ферростатического давления, напряжения в результате действия сил трения от вытягивания заготовки, от внешних нагрузок, усадочные напряжения) превышает предел прочности стали при температуре кристаллизации. Анализ показал, что частота появления дефекта зависит от количества плавок, разлитых после замены роликовой секции. Это косвенно свидетельствует о том, что основной причиной дефекта являются напряжения от внешних нагрузок. Глубина залегания дефектов – 30... 40 мм от внешней поверхности. Так как дефект образуется на фронте кристаллизации, координату его образования можно определить по формуле

$$H = k\sqrt{L/v},$$

где H – толщина корочки (глубина залегания «ликвационной полоски»), см; k – коэффициент затвердевания, см/мин^{1/2}; L – расстояние от мениска до места образования дефекта, м; v – скорость вытягивания блюма, м/мин. При скорости вытягивания блюма 0,6 м/мин дефект образуется на расстоянии 1,2 м от мениска, т. е. в верхней части роликовой секции.

Для определения влияния работы оборудования на образование вышеописанных дефектов проведен анализ конструктивных особенностей узлов МНЛЗ и возникающих при их работе силовых воздействий на заготовку. В результате анализа и расчетов выявлено, что узел крепления кристаллизатора на столе механизма качания выполнен так, что его составные части подвешены к нижнему торцу корпуса на восьми шпильках М20, которые воспринимают все внешние нагрузки на кристаллизатор (рис. 3). Эти

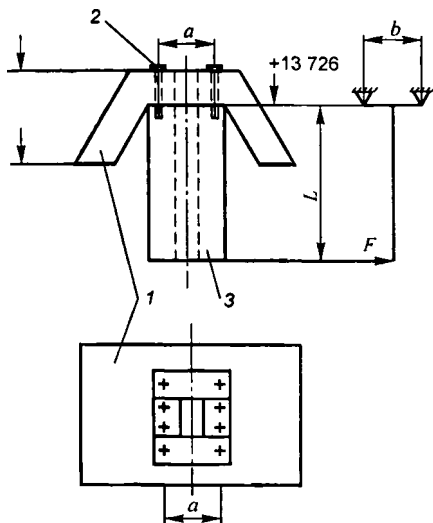


Рис. 3. Схема существующего кристаллизатора МНЛЗ:

1 – корпус кристаллизатора; 2 – болты крепления кристаллизатора к обогреваемому корпусу; 3 – кристаллизатор

резьбовые соединения имеют знакопеременное циклическое нагружение, что приводит к ослаблению затяжки в процессе эксплуатации, образованию люфтов в соединениях, посторонним колебаниям кристаллизатора. Кроме того, существенным недостатком крепления кристаллизатора является то, что каждая из его боковых частей, включая медные и стальные плиты, крепится к корпусу независимо шпильками, в результате чего из-за неравномерной затяжки шпилек и различной податливости металла происходит искажение рабочей полости кристаллизатора с раскрытием стыков медных плит. Из-за консольного крепления кристаллизатора на отметке +13 726 возникают боковые нагрузки F , что вызывает повышенную выработку нижней части медных плит, возникновение опрокидывающего момента, перекоса и колебания кристаллизатора. Точность крепления корпуса кристаллизатора к столу качания штифтами с коническими захватами недостаточна. Выработка и искажение стыков стола качания и корпуса, выдерживание противоположных значений полей допусков каждой из двух опор корпуса кристаллизатора приводят к перекосу кристаллизатора. Качание кристаллизатора осуществляется от электропривода через два кривошипно-эксцентриковых вала. Траектория перемещения кристаллизатора определяется двумя рессорами, связанными со столом качания. Отсутствие кинематических развязок и степеней свободы вызывает появление боковых составляющих сил, действующих на рессоры. Рессорная подвеска кристаллизатора выполнена однорядной по высоте, что является недостаточным по уровню связей, приводящих к колебаниям и искажению траектории качания кристаллизатора. Отсутствуют четко выраженные базы и привалочные поверхности, относительно которых фиксируются привязочные точки кристаллизатора и расположенной ниже роликовой секции, а также средства контроля положения кристаллизатора на столе качания в статике и динамике. Кроме того, тепловые расчеты кристаллизатора показали, что его охлаждающие каналы, профрезерованные не в медной, а в стальной части, не оптимальны с точки зрения отвода теплоты, что приводит к разупрочнению медных плит.

Вышеизложенные причины вызывают неравномерный несимметричный теплоотвод в кристаллизаторе при смещении заготовки к одной стороне и соответственно рост термических напряжений в корочке слитка. Возникают также боковые нагрузки, вызывающие рост механических напряжений в корочке, которая находится в кристаллизаторе и в верхней части роликовой секции, происходит разрушение поверхности кристаллизатора, выдавливание шлака из зазора между корочкой и слитком, попадание частиц шлака и разрушенного материала кристаллизатора в образующиеся трещины. В результате можно отметить, что конструкция кристаллизатора и механизма качания оказывает значительное влияние на появление продольных трещин на поверхности заготовки, а также частичное влияние на образование «ликвационных полосок» и стойкость роликовых секций за счет увеличения боковых нагрузок на ролики верхней части секции.

Расчет нагрузок на направляющую роликовую секцию показал, что рама секции не соответствует условиям прочности и жесткости при возникновении в аварийных ситуациях внешних нагрузок со стороны заго-

товки, передающихся на раму и рассчитываемых по схеме термических деформаций слитка. Кроме того, конструкция секции (рис. 4) имеет существенные недостатки. Роликовая секция имеет в качестве замкнутой опоры 2, воспринимающей боковую нагрузку, шарнир 4 звена, который одновременно служит опорой для расположенного ниже сегмента 3. Вследствие переменных упругих и тепловых деформаций опорного звена и самого сегмента возможно искажение положения роликовой секции относительно технологической оси. Плавающая верхняя опора 1 не имеет угловой развязки, что вносит в систему дополнительные напряжения. Конструкция роликовой секции не имеет явно выраженных привалочных баз для координации технологической оси и баз для станочной обработки, отсутствует возможность корректировки положения роликовой секции относительно технологической оси. Встройка подшипников в бочки роликов снижает их стойкость из-за перегрева. Бесступенчатая регулировка положения роликов эксцентриковыми осями ненадежна и вызывает искажение настройки роликов. Расстояние между роликами недостаточно, что вызывает выпучивание корочки и растягивающие напряжения на фронте кристаллизации. Кроме того, как роликовая секция, так и кольцевые коллекторы вторичного охлаждения неудобны в обслуживании. Выявленные недостатки конструкции вызывают избыточную нагрузку и деформацию как формирующейся заготовки, так и самой секции, что обуславливает появление «ликвационных полосок» и других дефектов бляма, а также снижает стойкость оборудования.

На основании проведенного анализа было принято решение о поузловой модификации МНЛЗ. Разрабатывается также новый механизм качания, отличающийся стабильностью траектории и законов качания, повышенной надежностью работы. В настоящее время на заводе изготовлена и смонтирована опора (разливочная дуга) повышенной жесткости. Так как значительная доля дефектов бляма вызвана недостатками конструкции роликовой секции, на первом этапе разработан и изготовлен головной образец роликовой секции. Секция (рис. 5) имеет фиксированную верхнюю опору 1, которая базируется на металлоконструкции МНЛЗ и воспринимает основную продольную и весовую нагрузку, и нижнюю плавающую опору 2, воспринимающую нагрузку R от опрокидывающего момента на секцию. Изменена конструкция верхней опоры, которая уменьшает внутренние напряжения в секции. Стационарная верхняя опора сделана регулируемой для корректировки выставки секции. Разработана рама усиленной конструкции.

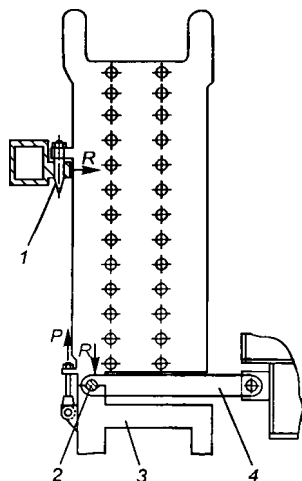


Рис. 4. Схема существующей роликовой секции (P — усилие затяжки опоры 2; R — реакция в опоре 4 от опрокидывающего момента на секцию)

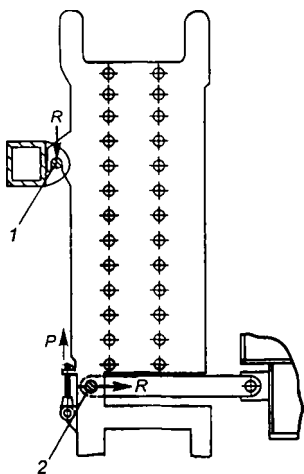


Рис. 5. Схема секции разработанной конструкции

Изменены расположение и конструкция роликов. Подшипники узлов имеют смазку на основе масляно-воздушной смеси типа Oil-Air Lubrication Systems фирмы TTC Engineering GmbH (Германия). Роликовая секция имеет базу для координации относительно технологической оси и станочные базы. Для облегчения разборки при заливках секция сделана разборной по сторонам. Верхняя трехрядная обойма выполнена как часть роликовой секции, имеет унифицированную конструкцию. Регулировка роликов осуществляется прокладками под подушками, что упрощает конструкцию и увеличивает стойкость подшипников. Кроме роликовой секции спроектированы и изготовлены контрольно-измерительные устройства для настройки секции. В настоящее время

опытная секция подготовлена к установке на МНЛЗ-3 для промышленного испытания.

Планируется изменить конструкцию кристаллизатора с заменой расположенных в стальной плите охлаждающих каналов на каналы, фрезерованные в медной стенке. Прорабатывается также вопрос о применении технологии мягкого обжатия бляма с не полностью затвердевшей сердцевиной, что позволит получать высокоуглеродистые стали с улучшенной макроструктурой.

Для уменьшения ликвации углерода на МНЛЗ-3 БМЗ разработан усовершенствованный температурно-скоростной режим непрерывной разливки, режим вторичного охлаждения блямов, применяется также электромагнитное перемешивание металла в кристаллизаторе. Использование этих методов дало положительные результаты, но возрастающие требования к качеству металлопродукции, необходимость увеличения рабочей скорости вытягивания заготовки обуславливают дальнейшее совершенствование процесса непрерывной разливки стали.

Проблемой при производстве высокоуглеродистой стали является повышенная ликвация углерода в осевой зоне бляма и дендритная ликвация. На МНЛЗ-3 при непрерывной разливке высокоуглеродистой стали опробовано электромагнитное перемешивание в зоне окончательного затвердевания металла. Кардинального улучшения макроструктуры с помощью этого метода получить не удалось по нескольким причинам:

- 1) низкий КПД индуктора, обусловленный большими потерями энергии в толстой затвердевшей корочке бляма;
- 2) сложность позиционирования индуктора в конце зоны затвердевания при изменении скорости разливки;

3) трудность организации охлаждения как поверхности блюма в районе индуктора, так и самого индуктора.

Возникла потребность в применении других методов воздействия на кристаллизующуюся заготовку. В 90-х годах прошлого века получила распространение технология обжатия слитка с незатвердевшей сердцевинной (так называемое «мягкое обжатие») как для слябовых, так и для блюмовых МНЛЗ. Применение этой технологии позволило уменьшить осевую рыхлость, осевую ликвацию непрерывнолитой заготовки, улучшить ее кристаллическую структуру. В рамках концепции «поузловой модернизации» МНЛЗ принято решение применить технологию и оборудование для «мягкого обжатия» блюмов сечением 300×400 и 250×300 мм для всего марочно-сортамента стали.

При создании головного образца требовалось выбрать оптимальную конструкцию системы «мягкого обжатия» блюма, для чего необходимо было выбрать схему обжатия, протяженность и расположение зоны «мягкого обжатия», количество и диаметр обжимных валков, энергосиловые параметры процесса деформации блюма с не полностью затвердевшей сердцевиной. Анализ физических явлений, происходящих при формировании непрерывнолитой заготовки совместно с деформацией твердой оболочки и твердой жидкой области, отличается большой сложностью. Неоптимальные параметры «мягкого обжатия» могут привести к недостаточной эффективности процесса, появлению дефекта макроструктуры заготовки типа «обратная ликвация» («белая полоса»), внутренних трещин блюма и поломке оборудования. Поэтому для проведения технологических расчетов и оценки работоспособности оборудования использовались разработанные математические модели.

Проверка адекватности моделей проведена при освоении технологии «мягкого обжатия» слябовой заготовки на вертикальной МНЛЗ электроплавильного цеха ОАО «Северсталь», где модели показали удовлетворительную сходимость результатов.

Для условий МНЛЗ-3 проведена корректировка моделей, обусловленная криволинейностью технологической МНЛЗ, добавлением напряжений от разгиба заготовки, иной формой заготовки (другим соотношением периметра и площади сечения слитка), иным распределением температур и иной формой жидкотвердой зоны, а также содержанием углерода в металле в более широком диапазоне). Проведены расчеты кристаллизации блюма по модели квазиравновесной кристаллизации расплава с учетом граничных условий теплообмена, создаваемых форсунками перспективной системы вторичного охлаждения. Установлены распределение температуры по сечению и длине блюма, протяженность жидкой фазы и соотношение жидкой и твердой фаз в жидкой лунке. По результатам анализа литературных данных и опытным результатам принято, что оптимальная зона «мягкого обжатия» начинается там, где количество твердой фазы в жидкотвердой зоне не превышает 30%, а заканчивается в районе содержания 70% твердой фазы. Расчетное распределение температур блюма используется для определения усадки заготовки и расчета напряжений и деформаций при обжатии.

Разработан алгоритм расчета обжатия слитка в роликах тянущей клетки МНЛЗ. Используются специальное уравнение состояния материала слитка, позволяющее учитывать возможность деформирования материала с изменением объема, вариационный принцип минимума полной мощности диссипации и конечноэлементная аппроксимация поля скоростей перемещений. На основе разработанных программ выбрана оптимальная схема «мягкого обжатия» и разработан проект головного образца устройства для редуцирования блюма с не полностью затвердевшей сердцевиной. Применение разработанного устройства позволит значительно улучшить структуру осевой зоны блюма при одновременном увеличении рабочей скорости разливки, а также освоить новые марки сталей, к которым предъявляются повышенные требования (стали для металлокорда повышенных категорий, стали для автомобилестроения, инструментальные стали).

Таким образом, выбранная стратегия поузловой модернизации МНЛЗ-3 БМЗ позволяет при умеренных финансовых затратах постепенно ликвидировать «узкие» места в технологии разливки, не останавливая производство и не снижая производительность.

УДК 669.18:538.911

В.И. ТИМОШПОЛЬСКИЙ, д-р техн. наук (ИТМО НАН Беларуси),
Ю.А. САМОЙЛОВИЧ, д-р техн. наук (НПП «Платан»,
г. Екатеринбург, Россия),
И.А. ТРУСОВА, канд. техн. наук,
Н.Л. МАНДЕЛЬ, канд. техн. наук,
Д.Н. АНДРИАНОВ, канд. техн. наук (БНТУ)

РАСЧЕТЫ НАГРЕВА И ОХЛАЖДЕНИЯ СТАЛЬНЫХ ИЗДЕЛИЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕТОДА КОНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ (ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ)

При решении задач теплопроводности для конкретных прикладных проблем в настоящее время получили развитие два основных направления. В первом из них для описания температурного поля исследуемых объектов используют дифференциальные уравнения в частных производных для некоторой произвольной бесконечно малой области. В последующем уравнения заменяются конечно-разностными соотношениями, для решения которых разработаны весьма эффективные вычислительные методы [1, 2]. Второе направление основано на постулировании вариационного экстремального принципа, справедливого для всей изучаемой области объекта. В данном случае решение минимизирует определенный функционал, представляющий собой интеграл от неизвестных значений температуры на различных участках объекта. При этом изучаемая непрерывная функция заменяется набором дискретных значений, поле которых

строится на множестве кусочно-непрерывных функций, определяемых для некоторых участков объекта (подобластей), называемых конечными элементами. Реализация второго направления базируется на применении математического аппарата теории матриц, обладающего высокой степенью универсальности в отношении решения большинства современных задач математической физики [3, 4].

С математической точки зрения оба указанных подхода эквивалентны, причем от одного подхода можно перейти к другому с помощью стандартных математических преобразований. Исследователь имеет возможность выбора того или другого подхода с учетом специфики решаемой задачи и находящихся в его распоряжении программных средств для компьютерной реализации решения.

При решении задач по нагреву и охлаждению стальных изделий (слитков, заготовок) в ходе их производства на стадиях затвердевания в изложницах либо при непрерывном литье, а также при нагреве в печах перед прокаткой авторы до настоящего времени использовали первый из упомянутых методов, основанный на решении конечно-разностных уравнений [5 – 8]. Вместе с тем усложнение физической постановки решаемых задач теплопроводности, термоупругости и гидродинамики и, главным образом, необходимость расчетного анализа тепловой обработки изделий сложной геометрической формы определили целесообразность использования второго из упомянутых методов решения – метода конечных элементов (МКЭ).

Настоящая статья представляет собой начальную публикацию серии статей, посвященных использованию МКЭ для анализа физических явлений в стальных изделиях при затвердевании, охлаждении и нагреве. Для трех пространственных измерений (x, y, z) вариационная постановка задачи осуществляется путем введения интеграла по области (объему):

$$\chi(T) = \int_{(V)} f \left(x, y, z, t, T, \frac{\partial T}{\partial x}, \frac{\partial T}{\partial y}, \frac{\partial T}{\partial z} \right) dx dy dz,$$

который принимает минимальное значение для дифференциального уравнения [3]

$$\frac{\partial}{\partial x} \left[\frac{\partial f}{\partial (\partial T / \partial x)} \right] + \frac{\partial}{\partial y} \left[\frac{\partial f}{\partial (\partial T / \partial y)} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[\frac{\partial f}{\partial (\partial T / \partial z)} \right] - \frac{\partial f}{\partial T} = 0$$

при условии, что функция $T(x, y, z, t)$ удовлетворяет граничным условиям задачи.

Запишем уравнение нестационарной теплопроводности

$$\frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda_x \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda_y \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda_z \frac{\partial T}{\partial z} \right) - \rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} = 0 \quad (1)$$

при соблюдении граничных условий на поверхности тела площадью S :

$$\lambda_x \frac{\partial T}{\partial x} + \lambda_y \frac{\partial T}{\partial y} + \lambda_z \frac{\partial T}{\partial z} + \alpha(T - T_{cp}) = 0.$$

Нетрудно убедиться в том, что уравнение (1) эквивалентно требованию минимизации интеграла

$$\chi(T) = \int_{(V)} \frac{1}{2} \left[\lambda_x \left(\frac{\partial T}{\partial x} \right)^2 + \lambda_y \left(\frac{\partial T}{\partial y} \right)^2 + \lambda_z \left(\frac{\partial T}{\partial z} \right)^2 + 2\rho C_p T \frac{\partial T}{\partial t} \right] dV + \int_{(S)} \frac{\alpha}{2} (T^2 - 2TT_{cp} + T_{cp}^2) dS \quad (2)$$

по всей области при соблюдении граничных условий задачи.

Далее осуществляется преобразование функционала (2) путем введения двух матриц:

$$\{g\}^T = \left[\frac{\partial T}{\partial x} \quad \frac{\partial T}{\partial y} \quad \frac{\partial T}{\partial z} \right]; \quad D = \begin{bmatrix} \lambda_x & 0 & 0 \\ 0 & \lambda_y & 0 \\ 0 & 0 & \lambda_z \end{bmatrix}.$$

Теперь соотношение (2) может быть записано в виде

$$\chi(T) = \int_{(V)} \frac{1}{2} \{g\}^T [D] \{g\} dV + \int_{(V)} \rho c_p T \frac{\partial T}{\partial t} dV + \int_{(S)} \frac{\alpha}{2} (T^2 - 2TT_{cp} + T_{cp}^2) dS. \quad (3)$$

Искомая непрерывная функция T заменяется набором функций T_i , определенных на конечных элементах (подобластях) изучаемого объекта. При этом интегралы в уравнении (3) могут быть разбиты на интегралы по отдельным элементам, что приводит к соотношениям

$$\chi(T) = \sum_{i=1}^M \int_{(V_i)} \frac{1}{2} \{g_i\}^T [D_i] \{g_i\} dV_i + \sum_{i=1}^M \int_{(V_i)} \rho c_p T_i \frac{\partial T_i}{\partial t} dV_i + \sum_{j=1}^M \int_{(S_j)} \frac{\alpha_j}{2} (T_j T_j - 2T_j T_{cp} + T_{cp}^2) dS_j, \quad (4)$$

где M — общее число конечных элементов системы.

Вводя в рассмотрение определенные «функции формы» Φ_i , удается привести систему уравнений (4) к системе дифференциальных матричных уравнений [4, с. 202]:

$$[C] \frac{\partial \{\Phi\}}{\partial t} + [K] \{\Phi\} + \{F\} = 0,$$

где матрицы $[K]$, $[C]$ и $\{F\}$ определяются следующим образом*: так называемая матрица жесткости

$$[K_i] = \int_{(V)} [B]^T [D] [B] dV + \int_{(S)} \alpha [N]^T [N] dS;$$

матрица демпфирования

$$[C_i] = \int_{(V)} \rho C_p [N]^T [N] dV;$$

вектор нагрузки

$$\{F_i\} = - \int_{(S)} \alpha \Phi_{cp} [N]^T dS.$$

Заметим, что «механические» названия матриц прижились в связи с тем, что МКЭ получил широкое применение в строительной механике, а также при решении разнообразных задач механики твердого тела.

Отметим также, что по объему и громоздкости предварительных выкладок МКЭ превосходит соответствующие вспомогательные операции, связанные с обоснованием различных вычислительных схем при использовании конечно-разностной аппроксимации уравнений нестационарной теплопроводности, гидромеханики и теории упругости. Однако преодоление указанных затруднений в предварительной постановке задач компенсируется тем обстоятельством, что практика использования МКЭ привела за последние два-три десятилетия к достаточно апробированному программному обеспечению, которое облегчает применение МКЭ для широкого круга задач математической физики. В частности, в указанных монографиях О.К. Зенкевича и Л.Дж. Сегерлинда [3, 4] приводятся готовые программы, облегчающие процесс разбиения расчетных сечений изучаемого объекта на отдельные элементы и решение комплекса вспомогательных задач, связанных с реализацией МКЭ.

В качестве простейшего примера применения МКЭ для решения задач теории теплопроводности, а также с целью тестирования метода при использовании упомянутых выше готовых программ рассмотрим нагрев стального бруса прямоугольного сечения размерами 0,2x0,4 м при неизменных теплофизических свойствах материала (ρ , λ , c_p) и теплообмене на поверхности бруса по закону конвекции Ньютона (коэффициент теплоотдачи примем равным 872,25 Вт/(м²·К)).

Для контроля правильности решения используем аналитическое решение задачи, приведенное в классической монографии Г.П. Иванцова [9] и табулированное для тел простой формы (плиты, цилиндра неограниченной протяженности) для набора определенных значений критериев Био и Фурье:

$$Bi = \frac{\alpha l}{\lambda} = 0,2; 0,5; 1,0; 2,0; 3,0; 4,0; 6,0; \dots;$$

* Определение функций Φ , B , N , F см. в книге [4].

$$Fo = \frac{at}{l^2} = 0,02; 0,05; 0,10; 0,50; 1,00; 1,50; 2,00; \dots$$

В соответствии с обоснованным в книге [9] принципом перемножения температурных критериев значение температуры в точке (x, y) поперечного сечения бруса в момент времени t определяется соотношением

$$\theta(x, y, t) = \frac{T_{\text{ср}} - T(x, y, t)}{T_{\text{ср}} - T_{\text{нач}}} = \theta^{(1)} \theta^{(2)},$$

где безразмерные температурные комплексы $\theta^{(1)}\left(\frac{x}{l_1}, \frac{at}{l_1^2}\right)$ и $\theta^{(2)}\left(\frac{y}{l_2}, \frac{at}{l_2^2}\right)$ определяются формулами:

$$\theta^{(1)} = \frac{T_{\text{ср}} - T^{(1)}(x, t)}{T_{\text{ср}} - T_{\text{нач}}}; \quad \theta^{(2)} = \frac{T_{\text{ср}} - T^{(2)}(y, t)}{T_{\text{ср}} - T_{\text{нач}}}.$$

Для двух плит неограниченной протяженности толщиной $2l_1 = 0,2$ м и $2l_2 = 0,4$ м, пересечением которых получено изучаемое в данном примере сечение бруса $(0,2 \times 0,4$ м), при задании коэффициента теплопроводности стали $\lambda = 29,075$ Вт/(м·К) и указанном выше значении коэффициента теплоотдачи α значения критерия Био равны соответственно:

$$Bi_1 = \frac{\alpha l_1}{\lambda} = 3; \quad Bi_2 = \frac{\alpha l_2}{\lambda} = 6.$$

Заметим, что выражения критерия Фурье для двух плит толщиной $2l_1$ и $2l_2$ связаны между собой соотношением

$$Fo^{(2)} = Fo^{(1)} \left(\frac{l_1}{l_2}\right)^2, \quad (5)$$

т. е. в нашем примере имеет место соотношение $Fo^{(2)} = 0,25Fo^{(1)}$.

Из прил. IX книги [9] заимствуем значения температурных критериев для средней плоскости $(x = 0, y = 0)$ и наружной поверхности $(x = l_1, y = l_2)$ плит для указанных выше значений критериев Био ($Bi_1 = 3, Bi_2 = 6$) при значениях критериев Фурье, подчиняющихся соотношению (5).

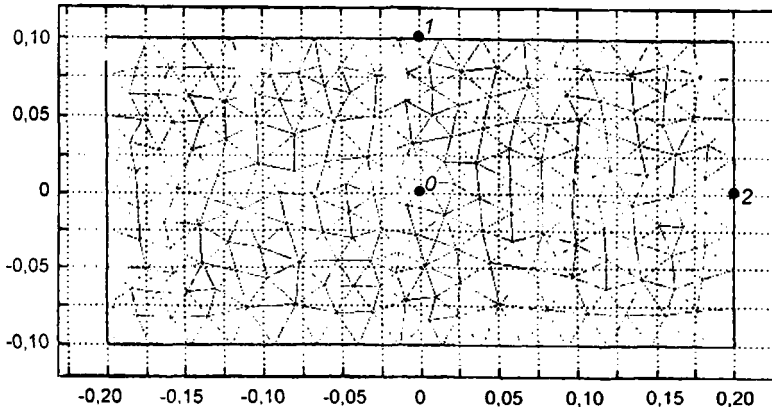
Указанные значения температурных критериев представлены в табл. I (первые шесть столбцов). Последующие три столбца содержат значения произведений температурных критериев для трех точек в поперечном сечении бруса – в его центре (точка «0») и посередине широкой и узкой граней на поверхности бруса, т. е.:

$$\theta_0 = \theta_{\text{ср}}^{(1)} \theta_{\text{ср}}^{(2)}; \quad \theta_1 = \theta_{\text{пов}}^{(1)} \theta_{\text{ср}}^{(2)}; \quad \theta_2 = \theta_{\text{ср}}^{(1)} \theta_{\text{пов}}^{(2)}.$$

Расположение контрольных точек в поперечном сечении бруса поясняется на рис. 1, где представлено разбиение изучаемой области на конечные элементы, общее число которых равно 382.

Исходные данные к расчету нагрева прямоугольного бруса сечением $0,2 \times 0,4$ м (тест № 1)

$Bi_1=3$			$Bi_2=6$			θ_0	θ_1	θ_2
$Fo^{(1)}$	$\theta_{cp}^{(1)}$	$\theta_{пов}^{(1)}$	$Fo^{(2)}$	$\theta_{cp}^{(2)}$	$\theta_{пов}^{(2)}$			
0,08	0,99289	0,47287	0,02	0,9989	0,47260	0,99278	0,47281	0,46924
0,20	0,89480	0,34885	0,05	0,99891	0,34946	0,89382	0,34846	0,31270
0,40	0,68153	0,25384	0,10	0,97496	0,26675	0,66446	0,24748	0,18180
0,80	0,38800	0,14331	0,20	0,85467	0,19713	0,33161	0,12248	0,07649
1,20	0,21969	0,08115	0,30	0,72031	0,15981	0,15824	0,05845	0,03511

Рис. 1. Схема разбиения на конечные элементы поперечного сечения стального бруса размерами $0,2 \times 0,4$ м (к расчету нагрева)

Для выбранных значений коэффициентов тепло- и температуропроводности стали ($\lambda = 29,075$ Вт/(м·К), $a = \lambda/(\rho c_p) = 0,025$ м²/ч) имеет место соотношение $Fo^{(1)} = 2,5\tau$ (ч), так что изменение критерия Фурье $Fo^{(1)}$ в пределах от нуля до 1,20 эквивалентно изменению времени τ в пределах от нуля до 0,48 ч. Результаты подсчетов температур в контрольных точках сечения бруса для пяти приведенных в табл. 1 значений критерия $Fo^{(1)}$ и кривые изменения температур в указанных точках, полученные с использованием МКЭ при отмеченных выше условиях постановки задачи и принятых исходных данных, представлены на рис. 2. Очевидно, что расчетные значения температур в контрольных точках поперечного сечения бруса практически точно совпадают с кривыми изменения температур t_0 , t_1 и t_2 во времени, полученными с использованием МКЭ при задании $t_{нач} = 0$, $t_{ср} = 1000$ °С.

В качестве второго примера рассмотрим задачу о температурном поле в непрерывной заготовке прямоугольного поперечного сечения из стали 80К в процессе затвердевания и последующего охлаждения при разливе со скоростью 0,7 м/мин.

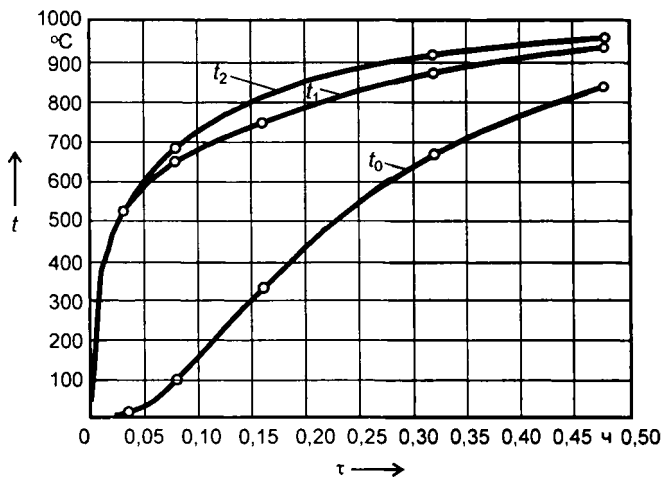


Рис. 2. Сопоставление результатов расчета нагрева стального бруса, выполненного с использованием МКЭ (сплошные линии), с аналитическим решением задачи (кружки) для температур t_0 (центр сечения), t_1 и t_2 (посередине широкой и узкой граней, как показано на рис. 1)

Математическая формулировка задачи в квазистационарном приближении включает уравнение теплопроводности для двух пространственных измерений поперечного сечения заготовки (x, y)

$$\rho c_{\text{эф}}(T) \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial y} \right), \quad (6)$$

где используется задание коэффициента эффективной удельной теплоемкости сплава в виде, позволяющем учесть выделение теплоты агрегатного превращения сплава (при конкретном виде диаграммы состояния сплава и соответствующем задании темпа кристаллизации $g = -\partial\psi/\partial T$):

$$c_{\text{эф}}(T) = \begin{cases} c_0 & \text{при } T < T_{\text{сол}}; \\ c_0 - L \frac{\partial \psi}{\partial T} & \text{при } T_{\text{сол}} \leq T \leq T_{\text{лик}}; \\ c_0 & \text{при } T > T_{\text{лик}} \end{cases}$$

(см. изложение данного способа учета выделения теплоты фазовых переходов в книге [8, с. 196–198]).

Уравнение теплопроводности (6) дополняется заданием граничных условий на охлаждаемой поверхности заготовки:

$$\pm \lambda \frac{\partial T}{\partial x} = \alpha (T_{\text{пов}} - T_{\text{ср}}) \quad \text{при } x = 0; l_1;$$

$$\pm \lambda \frac{\partial T}{\partial y} = \alpha (T_{\text{пов}} - T_{\text{ср}}) \quad \text{при } y = 0; l_2$$

и начального условия $T(x, y, 0) = T_{\text{нач}} = \text{const}$ при $t = 0$.

Расчеты для заготовки размерами поперечного сечения $0,25 \times 0,30$ м из стали 80К выполнены при задании следующих исходных параметров: температуры ликвидуса и солидуса стали марки 80К $T_{лик} = 1723$ К, $T_{сол} = 1654$ К, удельная теплота кристаллизации $L = 272,14$ кДж/кг, принятые в расчетах значения массовой плотности и удельной теплоемкости сплава $\rho = 7500$ кг/м³ и $c_0 = 690$ Дж/(кг·К), коэффициент теплоотдачи с внешней поверхности заготовки $\alpha = 300$ Вт/(м²·К), температура охлаждающей среды $T_{ср} = 300$ К, начальная температура заготовки $T_{нач} = 1733$ К.

Результаты расчета, выполненного с использованием МКЭ, представлены на рис. 3 и 4. Графики на рис. 3 отражают изменение во времени температур в наиболее характерных точках поперечного сечения заготовки: T_1 – в центре поперечного сечения, T_2 – посередине широкой грани, T_3 – в угловой точке сечения (см. схему в нижней части рис. 3).

Как следует из графика изменения температуры T_1 , процесс «стояния» неизменной температуры в центре сечения заготовки, обусловленный выделением теплоты кристаллизации сплава, продолжается около 1400 с (22,3 мин), что находится в удовлетворительном согласии с данными термометрирования затвердевающей заготовки из стали 80К (экспериментальные графики [8, рис. 4.13]).

Графики на рис. 4 иллюстрируют распределение температуры в поперечном сечении заготовки (при $x = 0 \dots 0,3$ м; $y = 0,125$ м) для следующих моментов времени: кривые 1, 2, ..., 11 – для $\tau = 580$ с (1), 820 (2), 1060 (3), 1180 (4), 1300 (5), 1360 (6), 1420 (7), 1480 (8), 1540 (9), 1600 (10) и 1660 с (11) соответственно. Из рассмотрения этих графиков можно сделать два вывода:

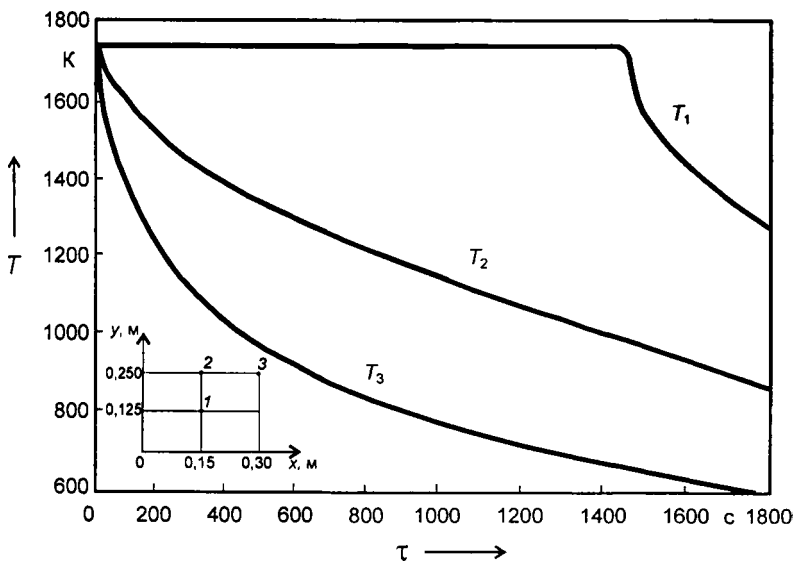


Рис. 3. Расчетные графики изменения температуры в центре поперечного сечения заготовки из стали марки 80К (кривая T_1), а также посередине широкой грани (кривая T_2) и в угловой точке (кривая T_3)

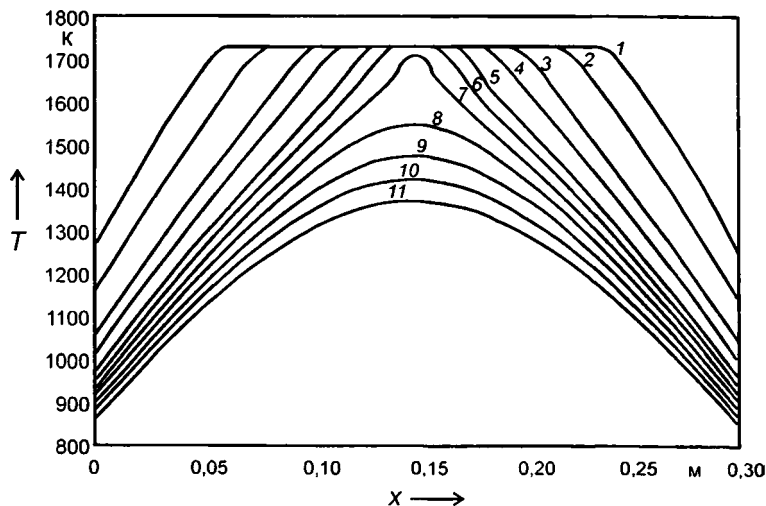


Рис. 4. Распределение температуры по сечению заготовки размерами $0,25 \times 0,30$ м для ряда последовательных моментов времени на основании расчета методом конечных элементов (пояснения даны в тексте)

1) по сечению твердой корки в ходе затвердевания (см. кривые 1 – 5) распределение температуры приближается к линейному закону;

2) по окончании процесса затвердевания распределение температуры в контрольном сечении вполне удовлетворительно может быть описано параболой второй степени (см. кривые 9 – 11).

Эти наблюдения могут оказаться полезными при разработке упрощенных (инженерных) способов расчета затвердевания отливок прямоугольного поперечного сечения.

ЛИТЕРАТУРА

1. Саульев В.К. Интегрирование уравнений параболического типа методом секток. М.: Физматгиз, 1960. 324 с.
2. Бахвалов Н.С., Жидков Н.П., Кобельков Г.М. Численные методы. М.: Наука, 1987. 600 с.
3. Зенкевич О.К. Метод конечных элементов в технике. М.: Мир, 1975. 318 с.
4. Сегерлинд Л.Дж. Применение метода конечных элементов. М.: Мир, 1979. 392 с.
5. Самойлович Ю.А. Микрокомпьютер в решении задач кристаллизации слитка. М.: Металлургия, 1986. 182 с.
6. Самойлович Ю.А., Тимошпольский В.И. Нагрев стали. Мн.: Выш. шк., 1990. 314 с.
7. Тимошпольский В.И., Трусова И.А., Пекарский М.Я. Кольцевые печи: Теория и расчеты. Мн.: Выш. шк., 1993. 248 с.
8. Стальной слиток: В 3 т. Т. 2: Затвердевание и охлаждение / Ю.А. Самойлович, В.И. Тимошпольский, И.А. Трусова, В.В. Филиппов; Под общ. ред. В.И. Тимошпольского, Ю.А. Самойловича. Мн.: Бел. наука. 2000. 636 с.
9. Иванцов Г.П. Нагрев металла. М.: Металлургия. 1948. 191 с.

Ю.А. САМОЙЛОВИЧ, д-р техн. наук (НПП «Платан»,
г. Екатеринбург, Россия),
В.И. ТИМОШПОЛЬСКИЙ, д-р техн. наук (ИТМО НАН Беларуси),
Д.Н. АНДРИАНОВ, канд. техн. наук (БНТУ),
В.А. МАТОЧКИН (РУП БМЗ),
Н.Л. МАНДЕЛЬ, канд. техн. наук (БНТУ)

ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧНОСТИ ЛИТОЙ СТАЛИ НА ХАРАКТЕР ТЕРМОНАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ НЕПРЕРЫВНОЛИТОЙ ЗАГОТОВКИ

В металлургической практике давно подмечено, что степень опасности разрушения стальных слитков под действием термических напряжений определяющим образом зависит от показателей пластичности литой стали. В статье С.Г. Голованова [1] приводится диаграмма, на которой указаны допустимые (по условиям сохранения сплошности металла) значения максимальной разности температур по сечению стальных слитков при их нагреве в печах (ΔT_H) и охлаждении после разливки (ΔT_0), полученные путем обработки заводских данных по отбраковке слитков, разрушенных термическими напряжениями при охлаждении или нагреве. Обращает на себя внимание весьма большое различие значений ΔT_H и ΔT_0 для высоколегированных сталей на основе $\gamma - \text{Fe}$ ($\Delta T = 800 \dots 1100$ град) и для сталей с грубой литой структурой на основе $\alpha - \text{Fe}$ ($\Delta T = 300 \dots 400$ град). Указанные значения допустимых перепадов температуры по сечению охлаждаемых после разливки и нагреваемых перед обработкой давлением стальных слитков получили подтверждение в экспериментах со слитками из стали 1X18H9T (массой 4,5 т) и стали P18 (массой 610 кг), осуществленных в промышленных условиях [2, 3].

Особенностью указанных экспериментов было выполнение термометрирования при остывании слитков после разливки и последующем нагреве в печах; при этом фиксировали изменение во времени максимальной разности температур по сечению слитков в сопоставлении с результатами форсированного нагрева неотожженных слитков. В ходе экспериментов со слитками из стали P18 [2] зафиксировали максимальную разность температур вдоль радиуса слитка при остывании в изложнице, равную 680 град, а при последующем нагреве слитков, неотожженных и остывших до цеховой температуры в камерной печи, предварительно разогретой до различных температур, наблюдали разрушение слитков под действием термических напряжений (температура печи 1050...1080 °С при достижении максимальной разности температур вдоль радиуса слитка, равной 320...350 °С).

В ходе экспериментов с блюминговыми слитками из нержавеющей стали 1X18H9T, целью которых было доказательство возможности ускоренного нагрева таких слитков в нагревательных колодцах перед прокаткой (см. описание опытов в книге [3, § 6.4]), в результате повышения темпера-

туры газов в камере колодца удалось сократить время нагрева слитков в два раза (с 15 до 7 ч), причем никаких признаков нарушения сплошности литой стали при нагреве и последующей прокатке слитков зафиксировано не было, хотя в ходе опытов перепад температуры по сечению слитков достигал значений 650 °С против 270...300 °С при нагреве слитков в течение 15 ч.

Как известно, нержавеющая сталь 1X18Н9Т относится к аустенитному классу и отличается повышенной пластичностью, о чем свидетельствуют высокие значения коэффициента ударной вязкости (a_k) в интервале температур 20...400°С: для указанной марки стали a_k достигает значений 300...400 Дж/см², в то время как для углеродистой стали при тех же температурах $a_k = 200...250$ Дж/см².

Таким образом, упомянутые эксперименты, осуществленные в промышленных условиях, подтверждают результаты, приведенные в [1]: наибольшей склонностью к разрушению под действием термических напряжений обладают стальные слитки, материал которых отличается высокой твердостью и низкой пластичностью.

Помимо коэффициента ударной вязкости в инженерной практике для характеристики показателей пластичности материалов широко используются относительное удлинение и относительное сужение ψ [4].

К настоящему времени накоплен обширный эмпирический материал, свидетельствующий о том, что относительное сужение ψ является чувствительным индикатором многих особенностей кристаллической структуры стального слитка. На рис. 1 представлены примеры зависимости параметра ψ от ряда металлургических факторов, которые весьма существенно влияют на качество литой стали.

На рис. 1, а, б приведена зависимость относительного сужения углеродистой стали от средней скорости затвердевания (по данным Б.Б. Гуляева) и особенностей дендритного строения стальной отливки (по данным Н.И. Хворина). Рис. 1, в иллюстрирует зависимость относительного сужения ψ от содержания неметаллических (сульфидных) включений для стальных слитков массой 4,4 т (кривая 1) и 1,2 т (кривая 2), по данным В.А. Давиденкова. Увеличение среднего содержания серы в углеродистой стали от 0,006 до 0,028% может привести к радикальному снижению показателя ψ (как следует из графиков, представленных на рис. 1, г). Наконец, данные В.Т. Ланкфорда (рис. 1, д) отражают существование провала на графике зависимости $\psi = \psi(T)$ при учете структурных превращений в стали, связанных с превращениями аустенита с образованием карбидов в интервале температур от 1235 до 830 °С.

Таким образом, результаты экспериментального изучения показателя пластичности ψ литой стали свидетельствуют о многообразии металлургических факторов, оказывающих весьма ощутимое влияние на пластичность литой стали и тем самым на возможности стального изделия (слитка, непрерывнолитой заготовки) сопротивляться влиянию внешних и внутренних силовых воздействий, способствующих возникновению трещин в процессах тепловой обработки изделия.

С одной стороны, теоретическое описание влияния пластичности металла на его сопротивляемость силовым воздействиям, вызывающим на-

рушение сплошности металла, осложняется прежде всего отсутствием в настоящее время достаточно надежной теоретической модели, которая могла бы учитывать отмеченное выше многообразие металлургических факторов, оказывающих прямое воздействие на показатели пластичности стали. С другой стороны, в современных теоретических моделях, с помощью которых описывается термонапряженное состояние слитков и заготовок, отсутствует непосредственный учет показателей пластичности ме-

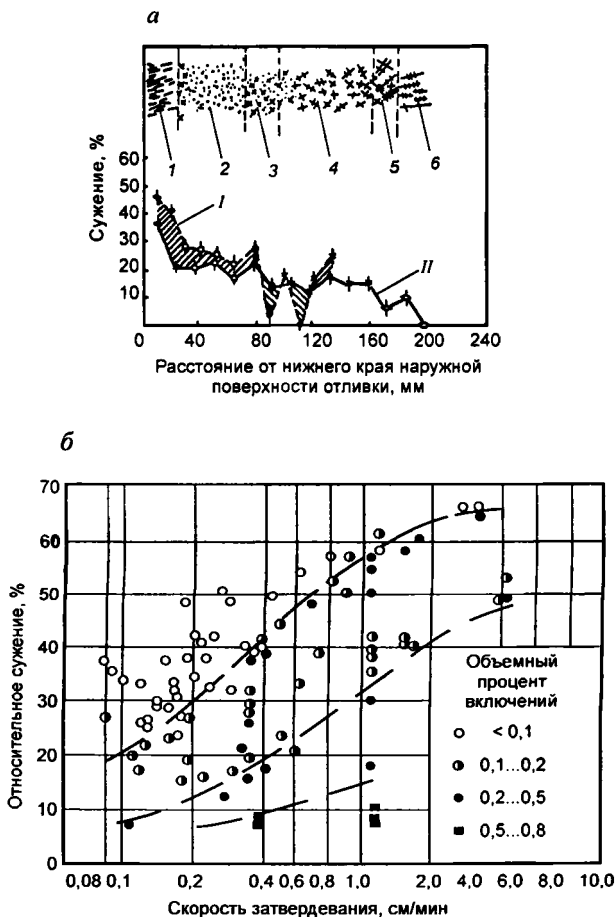


Рис. 1. Зависимость относительного сужения литой стали от металлургических факторов:

а – от особенностей кристаллической структуры отливки цилиндра, по данным Н.И. Хворина [5]: *1* – длинноосные дендриты; *2* – переходная зона; *3* – глобулярные дендриты; *4* – глобулярные + равноосные дендриты; *5* – равноосные дендриты; *6* – длинноосные дендриты; *1* – микрообразцы диаметром 1,7 мм; *II* – образцы диаметром 10 мм; *б* – от скорости затвердевания отливки, по данным Б.Б. Гуляева [6]; *ε* – от содержания сульфидных включений в стальном слитке, по данным В.А. Давиденкова [7]; *z* – Ст35 от среднего содержания серы при температурах 800...1200 °С [8]: *1* – 0,006% S; *2* – 0,015%; *3* – 0,028%; *δ* – от температуры для двух марок малоуглеродистой стали, по данным В.Т. Ланкфорда [9]: сталь № 1: 0,06% С, 0,50% Mn, 0,07% Si, 0,02% S; сталь № 2: 0,14% С, 0,68% Mn, 0,24% Si, 0,02% S, 0,015% P (при отношении Mn/S=11)

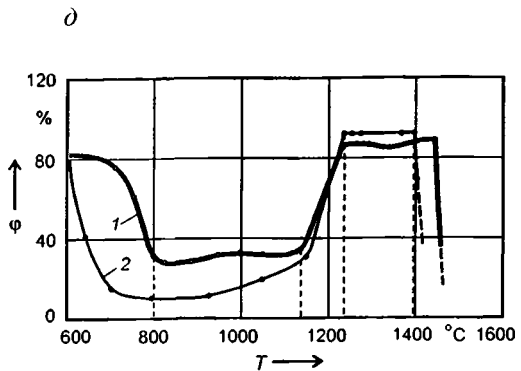
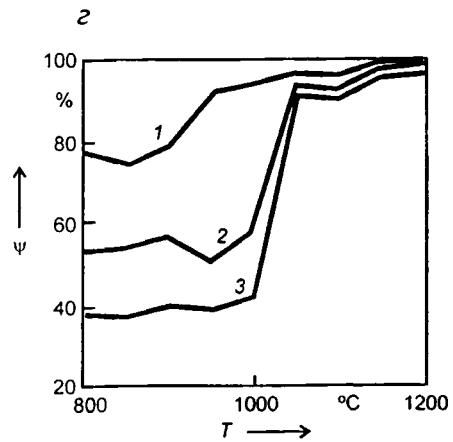
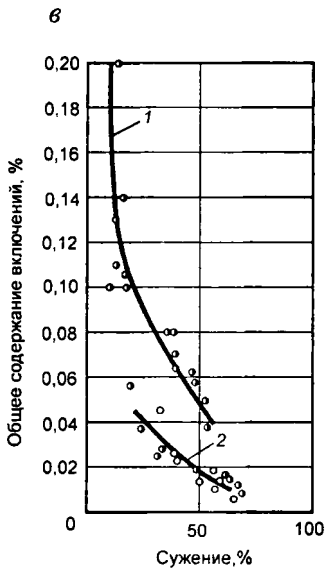


Рис. 1. (окончание)

талла; указанные показатели (a_k , δ , ψ) определяются на образцах, вырезанных из полностью остывших слитков, заготовок, т. е. постфактум.

Ниже изложена попытка непосредственного учета зависимости показателя пластичности от температуры при математическом описании деформаций и напряжений в стальной непрерывной заготовке при ее затвердевании и последующем остывании на воздухе до низкой (сеховой) температуры. При этом используется динамическая модель термонапряженного состояния стальной заготовки цилиндрической формы, позволяющая исследовать протекающие процессы изменения температуры и основных компонент тензора напряжений (σ_r , σ_θ , σ_z) в отливке в предположении наличия осевой симметрии указанных показателей по отношению к оси симметрии отливки [10]. Одновременно решается нестационарное уравнение теплопроводности для изучаемого объекта, причем текущие данные о показателях температурного поля (локальные значения температур и скоростей охлаждения) учитываются при постановке задачи термопластичности (термовязкоупругости).

Указанная модель опирается на численное пошаговое решение системы уравнений для двух показателей напряженного состояния литой заготовки (S и S_z) в виде:

$$\frac{dS}{dt} = 2G(\dot{\epsilon}_\theta - \dot{\epsilon}_r) - \frac{S}{\tau}; \quad (1)$$

$$\frac{dS_z}{dt} = 2G\dot{\epsilon}_z - \frac{S_z}{\tau}, \quad (2)$$

где $S = S_\theta - S_r = \sigma_\theta - \sigma_r$; $e_\theta = \epsilon_\theta - \epsilon$, $e_r = \epsilon_r - \epsilon$, $e_z = \epsilon_z - \epsilon$ — компоненты девиатора деформаций; $S_z = \sigma_z - \sigma$; τ — условное время релаксации материала, заданное в расчетах как функция локальной температуры.

Компоненты тензора деформаций ϵ_r и ϵ_θ определяются через показатели температурного поля по соотношениям:

$$\epsilon_r = 3(N\sigma + \alpha\delta T) - \frac{3}{r^2} \int_0^r (N\sigma + \alpha\delta T) r dr - \frac{\epsilon_z}{2};$$

$$\epsilon_\theta = \frac{3}{r^2} \int_0^r (N\sigma + \alpha\delta T) r dr - \frac{\epsilon_z}{2}.$$

Для определения продольной компоненты тензора деформаций используется соотношение, отражающее предположение об уравнивании продольных напряжений в каждой плоскости изделия, перпендикулярной к оси симметрии:

$$\int_0^R \sigma_z r dr = 0.$$

При определении температурного поля затвердевающей и остывающей заготовки используется известная система уравнений и граничных условий, отражающих выделение теплоты фазовых переходов в определенном интервале температур, а также изменение теплофизических характеристик материала заготовки в зависимости от температуры [3, 10].

При известной зависимости деформаций от времени и координаты решение системы уравнений (1), (2) позволяет определять главные компоненты тензора напряжений по формулам:

$$\sigma_r = - \int_r^R \frac{S dr}{r}; \quad \sigma_\theta = \sigma_r + S; \quad \sigma_z = \frac{1}{2}(2\sigma_r + S + 3S_z).$$

Для учета в постановке задачи показателя пластичности ψ используется предположение о том, что время релаксации материала (τ) связано с модулем сдвига (G) и коэффициентом вязкости (μ) соотношением

$$\mu(T) = \frac{\tau(T)G(T)}{d_p(T)},$$

где параметр d_p , введенный в теорию пластической деформации в трудах В.Л. Колмогорова [11, 12], отражает ресурс пластичности материала и связан с относительным сужением ψ соотношением

$$d_p(T) = \sqrt{3} \ln \frac{100}{100 - \psi(T)}.$$

При расчетах использовали эмпирические зависимости, связывающие модуль упругости стали $E(T)$, временное сопротивление стали $\sigma_B(T)$, а также относительное сужение $\psi(T)$ с локальными значениями температуры в расчетных точках вдоль радиуса цилиндрической заготовки, получаемыми при численном решении соответствующей задачи нестационарной теплопроводности.

В частности, для примеров расчета, приведенных ниже, использовали следующие соотношения для учета зависимости модуля упругости и временного сопротивления (предела прочности) литой стали от температуры:

$$E = E_{20} - A(T - T_s)^2 \text{ в интервале } 20 \leq T \leq 750 \text{ } ^\circ\text{C};$$

$$E = E_p^* \exp[-k_1(T - T_p)] \text{ в интервале } 750 < T \leq 1500 \text{ } ^\circ\text{C}$$

при $E_{20} = 2,2 \cdot 10^5$ МПа, $E_p^* = 1,4 \cdot 10^5$ МПа, $A = \text{const}$, $k_1 = \text{const}$, $T_s = 20$ °C;

$$\sigma_B = \sigma_{20} - B(T - T_s)^2 \text{ в интервале } 20 \leq T \leq 750 \text{ } ^\circ\text{C};$$

$$\sigma_B = \sigma_{750} \exp[-k_2(T - T_p)] \text{ в интервале } 750 < T \leq 1500 \text{ } ^\circ\text{C}, B = \text{const},$$

где принято $\sigma_{20} = 600$ МПа, $\sigma_{750} = 400$ МПа, $k_2 = \text{const}$, $T_p = 750$ °C.

Результаты решения задачи теплопроводности для непрерывнолитой заготовки диаметром 30,9 см (площадь поперечного сечения заготовки эквивалентна в тепловом отношении площади сечения сортовой заготовки размерами сечения 250×300 мм) с учетом теплообмена на ее поверхности путем излучения и конвекции, а также известной зависимости теплофизических характеристик стали от температуры приведены в работе [10, рис. 5].

В настоящей работе цель расчетного анализа состоит в количественной оценке влияния, которое относительное сужение литой стали оказывает на основные показатели термонапряженного состояния стальной непрерывнолитой заготовки, с учетом зависимости параметра ψ от температуры (рис. 2). Здесь графики ψ_1 и ψ_2 отражают наличие провала пластичности в интервале температур от 1235 до 800 °C (что соответствует приведенным выше данным В.Т. Ланкфорда) либо вплоть до более низкой температуры (500 °C). Вторая группа графиков ($\psi_3 - \psi_5$) характеризует линейное изменение относительного сужения литой стали по мере снижения температуры от 830 °C (начало превращения аустенита в углеродистой стали) до 100 °C, что может соответствовать охрупчиванию материала заготовки в результате превращения аустенита в другие формы (троостит, бейнит, перлит), обладающие большим удельным объемом и тем самым способствующие торможению пластической деформации материала литой заготовки. Наконец, задание неизменного значения относительного сужения $\psi_0 = 0,8 = \text{const}$ вводится для более наглядного сопоставления с результатами определения

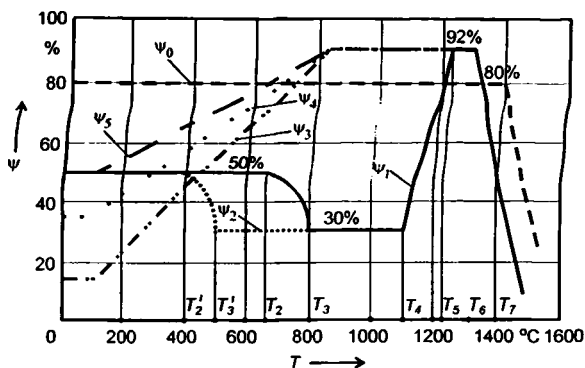


Рис. 2. Принятые в расчетах схемы зависимости относительного сужения литой стали от температуры ($\psi_0=80\%$ – простейшая схема параметра ψ для сопоставления с более сложными расчетными схемами (схема № 1); ψ_1, ψ_2 – две расчетные схемы, отражающие влияние превращений аустенита в интервале температур от 1235 до 400...650 °С (схемы № 2 и 3); ψ_3 – ψ_5 – три упрощенные схемы задания относительного сужения в зависимости от температуры (схемы № 4–6))

показателей напряженного состояния заготовки при переменных значениях относительного сужения.

Результаты расчетного анализа приведены на рис. 3 – 8 в виде набора графиков изменения тангенциальных напряжений на оси и поверхности заготовки ($\sigma_{\theta}^{оси}, \sigma_{\theta}^{пов}$) в сопоставлении со значениями временного сопротивления литой стали в зависимости от температуры на оси заготовки

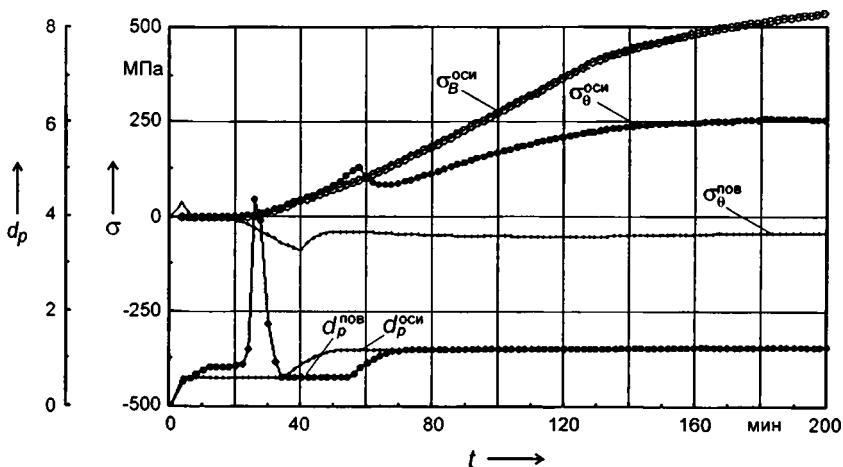


Рис. 3. Изменение во времени касательных термических напряжений на оси ($\sigma_{\theta}^{оси}$) и на поверхности ($\sigma_{\theta}^{пов}$) цилиндрической стальной заготовки в процессе кристаллизации и последующего охлаждения в сопоставлении с изменением временного сопротивления ($\sigma_B^{оси}$) и ресурса пластичности стали ($d_p^{оси}, d_p^{пов}$) при изменении коэффициента поперечного сужения $\psi(T)$ по схеме № 1 на рис. 2

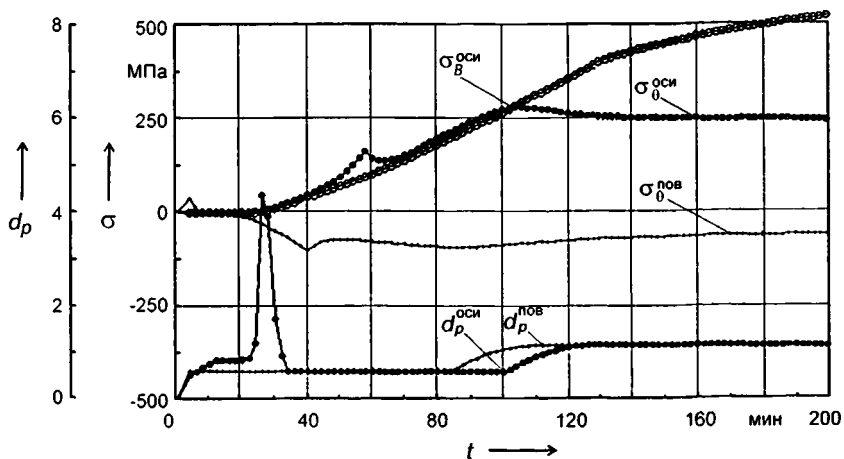


Рис. 4. То же, что на рис. 3, при изменении поперечного сужения по схеме № 2 на рис. 2 (ψ_2)

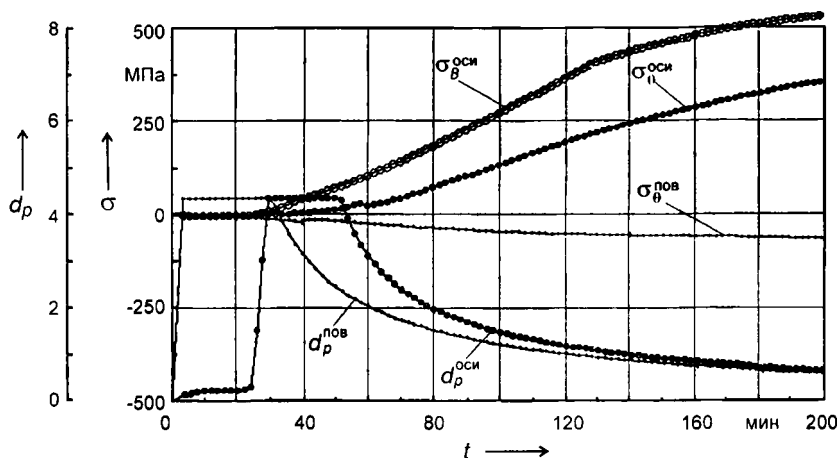


Рис. 5. То же, что на рис. 3, при изменении поперечного сужения по схеме № 3 на рис. 2 (ψ_3)

($\sigma_{\theta}^{оси}$), а также параметра Колмогорова d_p для оси и поверхности заготовки. Из рассмотрения расчетных графиков, представленных на рис. 3 – 8, можно сделать следующие выводы:

1) после завершения процесса кристаллизации непрерывнолитой заготовки (для моментов времени $t > 23...24$ мин) в ходе последующего остывания заготовки до температуры окружающей среды ($50...100$ °С) происходит монотонное возрастание тангенциальных термических напряжений, причем на оси заготовки эти напряжения имеют знак «+» (растяжение), а на поверхности заготовки – знак «-» (сжатие);

2) при заданных в ходе расчетов упругих характеристиках материала заготовок (α , E , ν) максимальные значения тангенциальных растягивающих

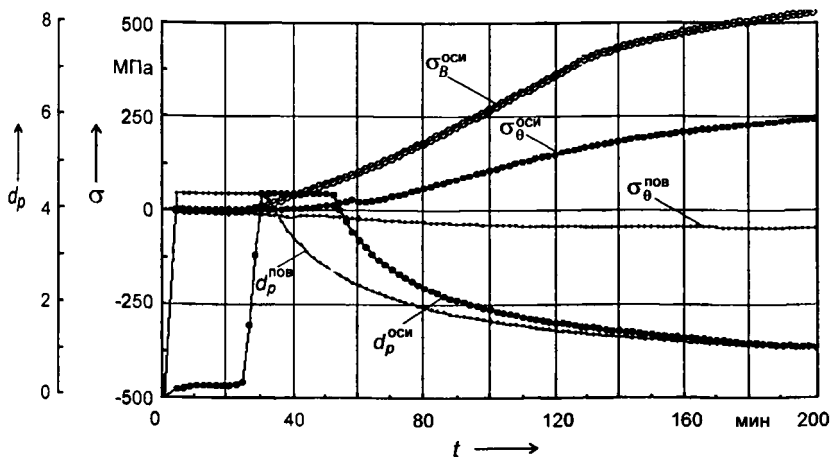


Рис. 6. То же, что на рис. 3, при изменении поперечного сужения по схеме № 4 на рис. 2 (ψ_4)

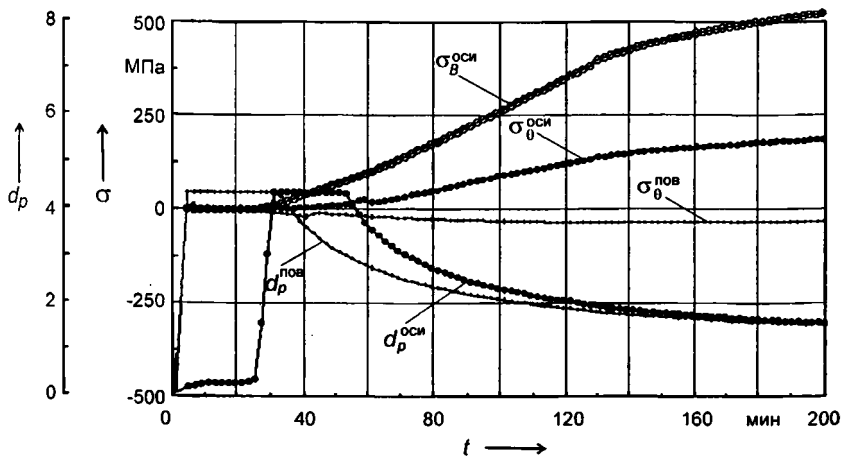


Рис. 7. То же, что на рис. 3, при изменении поперечного сужения по схеме № 5 на рис. 2 (ψ_5)

напряжений на оси заготовки не превышают временного сопротивления стали ($\sigma_B^{\text{оси}}$), однако на этом основании нельзя делать выводы относительно отсутствия опасности возникновения трещин в литой стали. С одной стороны, известно, что в изделиях цилиндрической и призматической формы максимальными растягивающими напряжениями являются продольные составляющие тензора напряжений, значение которых на оси симметрии изделий вдвое превышает значение тангенциальной составляющей, т. е. $\sigma_z^{\text{оси}} = 2\sigma_\theta^{\text{оси}}$. С другой стороны, принятые в расчетах значения временных сопротивлений для литой стали ($\sigma_B = 600$ МПа при 20°C) соответствуют мягким маркам углеродистой стали [13]; для легированных ста-

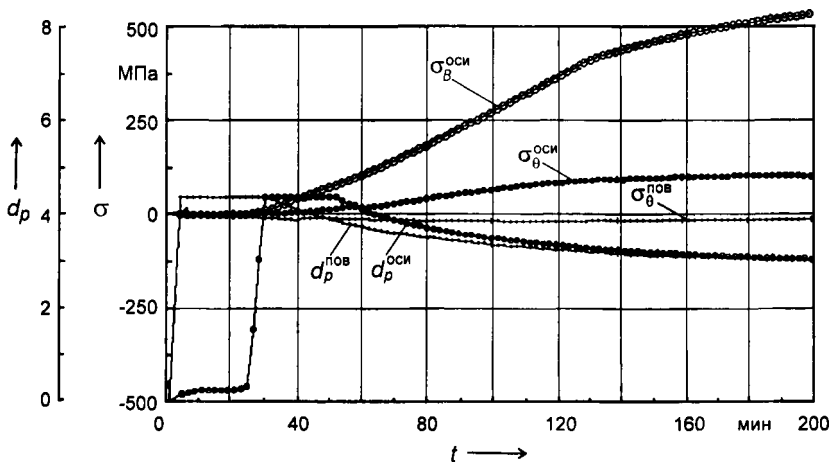


Рис. 8. То же, что на рис. 3, при задании в расчетах неизменного значения поперечного сужения $\psi_0 = 0.8$

лей с повышенным содержанием углерода значения параметра σ_B могут достигать 900...1200 МПа [14...16], что обеспечивает бóльшую сопротивляемость литых заготовок действию растягивающих термических напряжений;

3) при достаточно широком диапазоне изменений параметра $\psi(T)$ термические напряжения на оси заготовки изменяются в довольно узком диапазоне значений: $\sigma_\theta^{\text{оси}} = 230...250$ МПа и $\sigma_z^{\text{оси}} = 460...500$ МПа, что свидетельствует о получении более или менее обоснованной оценки остаточных термических напряжений в стальной заготовке диаметром 300...301 мм с учетом протекающих в остывающей стали превращений аустенита. Этот вывод имеет практическое значение в связи с оценкой допустимых скоростей нагрева неотожженных заготовок в печах перед прокаткой, когда временные напряжения, возникающие вследствие неравномерности температур при нагреве заготовок, складываются с остаточными напряжениями, возникающими в заготовках по завершении процессов кристаллизации и остывания до цеховой температуры.

ЛИТЕРАТУРА

1. Голованов С.Г. Расчет условий нагрева сталей, гарантирующих их от разрыва термическими напряжениями // Кузнечно-штамповое производство. 1959. № 10. С. 30 – 36.
2. Самойлович Ю.А. Исследование допустимой скорости нагрева слитков стали Р18 / Сб. тр. ВНИИМТ. № 7. Свердловск: Metallurgizdat, 1962. С. 187 – 194.
3. Стальной слиток: В 3 т. Т. 3: Нагрев / В.И. Тимошпольский, Ю.А. Самойлович, И.А. Трусова, В.В. Филиппов; Под общ. ред. В.И. Тимошпольского, Ю.А. Самойловича. Мн.: Бел. наука, 2001. 879 с.
4. Белл Дж. Экспериментальные основы механики деформируемых твердых тел. Ч. 1: Малые деформации. М.: Мир, 1984. 596 с.
5. Хворинов Н.И. Кристаллизация и неоднородность стали. М.: Машгиз, 1958. 390 с.

6. Гуляев Б.Б. Литейные процессы. М.: Машгиз, 1960. 416 с.
7. Давиденков В.А. Неоднородность стального слитка и его кристаллизация // Изв. АН СССР, Отд-ние техн. наук, 1947. С. 1683 – 1697.
8. Поволоцкий Д.Я., Роцин В.Е., Грибанов В.П. Сульфид марганца и сколы в хромоникельмолибденовой стали, полученной переплавом в водоохлаждаемый кристаллизатор // Изв. вузов. Черная металлургия. 1983. № 6. С. 64 – 67.
9. Lankford W.T. Some considerations of Strenght and Ductility in the Continious Castinf Process. Metallurgical Transations, 1972. V. 3, June. P. 1331 – 1357.
10. Влияние структурных превращений в остывающем аустените на характер термических напряжений в непрерывнолитой заготовке / Ю.А. Самойлович, В.И. Тимошпольский, Г.А. Анисович и др. // Литье и металлургия. 2002. № 4. С. 135 – 142.
11. Колмогоров В.Л. Напряжения, деформации, разрушение. М.: Металлургия, 1970. 230 с.
12. Колмогоров В.Л., Богатов А.А., Мигачев Б.А. Пластичность и разрушение. М.: Металлургия, 1977. 252 с.
13. Кривошеев А.Е. Литые валки. М.: Металлургиздат, 1957. 360 с.
14. Яух Р. Качество непрерывнолитых заготовок / Черные металлы, 1978. № 4. С. 20 – 30.
15. Флендер Р., Вюнненберг К. Образование внутренних трещин в непрерывнолитых заготовках // Черные металлы: Пер. с нем. 1982. № 23. С. 24 – 32.
16. Юнг Г.П., Кремер К.И., Шнитцер Х.И. Металлургические и технологические основы непрерывной разливки сортовых заготовок из специальных сталей // Черные металлы. 1984. № 4. С. 27 – 35.

УДК 621.78:536.212

В.И. ТИМОШПОЛЬСКИЙ, д-р техн. наук (ИТМО НАН Беларуси),
Ю.А. САМОЙЛОВИЧ, д-р техн. наук (НПП «Платан»,
 г. Екатеринбург, Россия),
Д.Н. АНДРИАНОВ, канд. техн. наук (БНТУ),
В.А. ТИЩЕНКО, канд. техн. наук, **В.И. ЩЕРБАКОВ**, **И.В. КОТОВ** (РУП БМЗ)

ТЕРМОНАПРЯЖЕННОЕ СОСТОЯНИЕ НЕПРЕРЫВНОЛИТЫХ ЗАГОТОВОК СЕЧЕНИЕМ 250×300 мм ПРИ НАГРЕВЕ В ПЕЧИ С ШАГАЮЩИМИ БАЛКАМИ

Газопламенная печь проходного типа стана 850 РУП БМЗ предназначена для нагрева под прокатку непрерывнолитых заготовок сечением 250×300 и 300×400 мм, длиной от 2,5 до 5,5 м из легированных марок стали (кордовых, инструментальных и др.). В нижних зонах печи установлено 18 боковых длиннопламенных горелок, в верхней зоне – 27 сводовых плоскопламенных горелок. Общая длина рабочего пространства печи, разделенного по расположению горелок на 7 зон (рис. 1), составляет 23 м [1, 2].

При апробации режимов нагрева непрерывнолитых заготовок из стали ШХ15СГ были зафиксированы случаи разрушения заготовок при их хо-

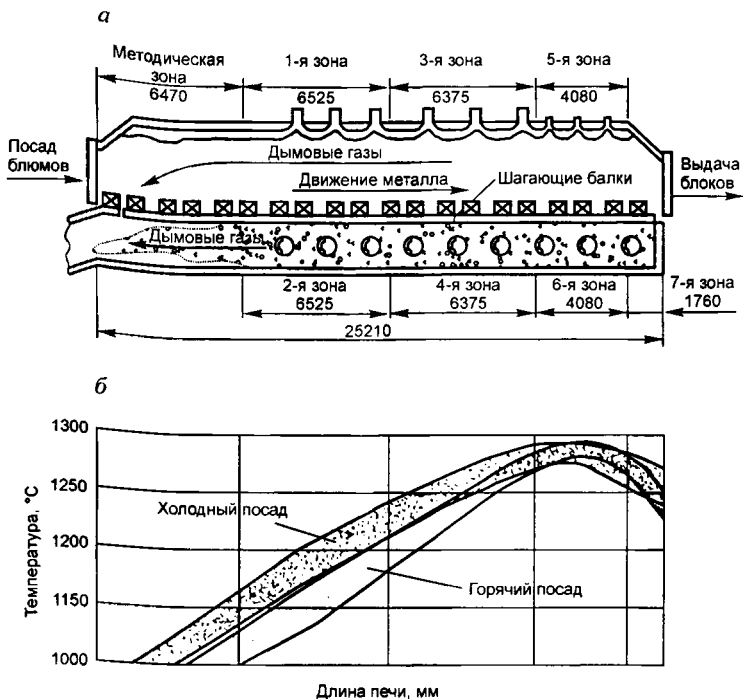


Рис. 1. Схема продольного разреза печи стана 850 БМЗ с шагающими балками (а) и рекомендуемое распределение температуры греющих газов вдоль печи (б)

лодном посаде в печь, что вызвало необходимость исследования термических напряжений, возникающих в заготовках при нагреве в печи.

В научно-технической литературе, посвященной анализу термических напряжений в стальных изделиях при их нагреве [3–5 и др.], как правило, приводятся решения задач термоупругости для тел простой формы (плиты, цилиндра и шара) в предположении неизменности теплофизических и упругих характеристик материала нагреваемых изделий. Отмеченные упрощения в постановке задач термоупругости обусловлены чрезвычайной сложностью аналитического решения сопряженных задач нестационарного теплообмена и теории температурных напряжений. В последние десятилетия использование в инженерных расчетах численного метода конечных элементов [6–8] в сочетании с использованием компьютеров открыло возможность существенного обобщения постановки задач при анализе термических напряжений в изделиях сложной формы.

Ниже приводятся результаты численного решения задачи сопряженного теплообмена и термоупругости для изделий в форме призматической заготовки (размерами 250×300 мм) с учетом нелинейностей в постановке задачи (лучистый теплообмен на поверхности заготовки, а также зависи-

мость теплофизических свойств материала (стали ШХ15СГ) и модуля упругости стали от температуры).

Математическая формулировка задачи теплопроводности для нагреваемых изделий включает уравнение нестационарной теплопроводности с учетом зависимости коэффициентов массовой плотности, удельной теплоемкости c_m и теплопроводности металла λ от температуры:

$$\rho(T)c_m(T)\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x}\left[\lambda(T)\frac{\partial T}{\partial x}\right] + \frac{\partial}{\partial y}\left[\lambda(T)\frac{\partial T}{\partial y}\right]. \quad (1)$$

В декартовой системе координат расчетное сечение расположено таким образом, что его широкая грань (300 мм) соответствует оси x , а узкая грань (250 мм) — оси y , как показано на рис. 2.

Граничные условия задачи теплопроводности для всех четырех граней (обозначенных I — IV) составлены с учетом теплообмена излучением и конвекцией:

$$-\lambda(T)\frac{\partial T}{\partial n}\Big|_{\text{пов}} = \alpha_k(T_s - T_{\text{пов}}) + \sigma_b(T_s^4 - T_{\text{пов}}^4), \quad (2)$$

причем коэффициент конвективной теплоотдачи α_k принят для всех граней равным 20 Вт/(м²·К), а для расчета коэффициента радиационного теплообмена σ_b приняты следующие значения: для граней I, II и IV $\sigma_b = 1,25 \cdot 10^{-8}$ Вт/(м²·К⁴), для грани III $\sigma_b = 2,5 \cdot 10^{-8}$ Вт/(м²·К⁴).

Таким образом, известный эффект экранирования боковых (и нижней) поверхностей заготовки косвенно учитывается путем задания значений коэффициента теплообмена излучением для граней I, II и IV, уменьшенных по сравнению с верхней гранью III.

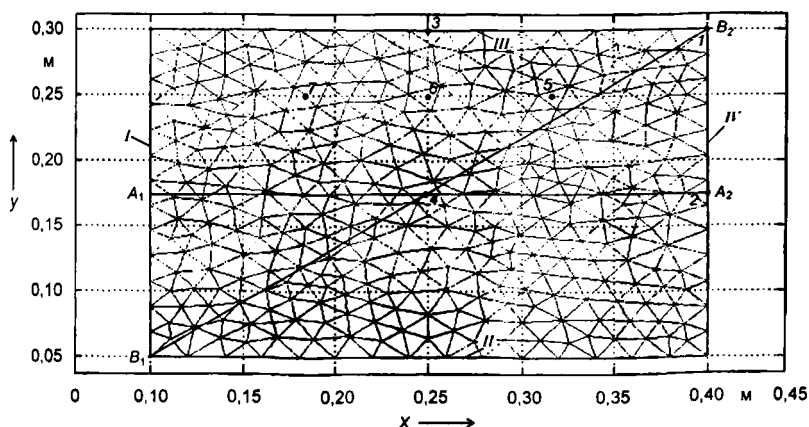


Рис. 2. Разметка представленных линий и точек в поперечном сечении заготовки размерами 250×300 мм (A_1 — A_2 — средняя линия, B_1 — B_2 — главная диагональ сечения)

Уравнения (1) и (2) дополняются заданием начального условия $T_{\text{нач}} = T_0 = 300 \text{ K} = \text{const}$.

В расчетах учитывали изменение коэффициентов ρ , c_m и λ в зависимости от температуры, представленное графиками и таблицами в книге [9, с. 276–278].

Постановка задачи термоупругости для нагреваемых заготовок прямоугольного поперечного сечения основана на использовании известной гипотезы «плоской деформации» ($\epsilon_z = \text{const}$), когда из всех компонент тензора напряжений остаются три главные (σ_x , σ_y и τ_{xy}), связанные с компонентами тензора деформаций соотношениями:

$$\begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} = D \left\{ \begin{bmatrix} \epsilon_x \\ \epsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix} - \begin{bmatrix} \alpha \\ \alpha \\ 0 \end{bmatrix} (1 + \nu)(T - T_0) \right\},$$

где D – тензор упругих констант материала:

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

В данном случае уравнения равновесия принимают следующий вид:

$$\frac{\partial \sigma_x}{\partial x} + \frac{\partial \tau_{xy}}{\partial y} = k_x; \quad \frac{\partial \tau_{xy}}{\partial x} + \frac{\partial \sigma_y}{\partial y} = k_y; \quad \frac{\partial \sigma_z}{\partial z} = k_z,$$

где k_x , k_y , k_z – проекции вектора объемных сил.

При решении задачи используется предположение об отсутствии внешних нагрузок на заготовку, а на границах расчетного сечения приняты условия обращения в нуль соответствующих компонент тензора напряжений: $\sigma_x = 0$ для граней *I* и *IV*, $\sigma_y = 0$ для граней *II* и *III*. В ходе расчетов учитывается изменение модуля упругости стали в зависимости от температуры в соответствии с эмпирическими соотношениями:

$$E(T) = E_{20} - A_E(T - 20)^2 \text{ при } 20 \leq T \leq 750 \text{ }^\circ\text{C};$$

$$E(T) = E_{20} - A_E(T - 20)^2 \text{ при } 20 \leq T \leq 750 \text{ }^\circ\text{C};$$

при этом $E_{20} = 2,2 \cdot 10^5 \text{ МПа}$, $E_{750} = 1,4 \cdot 10^5 \text{ МПа}$.

Численное решение сопряженной задачи теплопроводности и термоупругости осуществлено методом конечных элементов, причем в расчетах использовали распределение температуры греющей среды вдоль рабочего пространства печи согласно рекомендациям [2, рис. 2, б], а также следующие значения коэффициента линейного расширения стали и числа Пуассона: $\alpha = 1,2 \cdot 10^{-5} \text{ K}^{-1}$, $\nu = 0,3$.

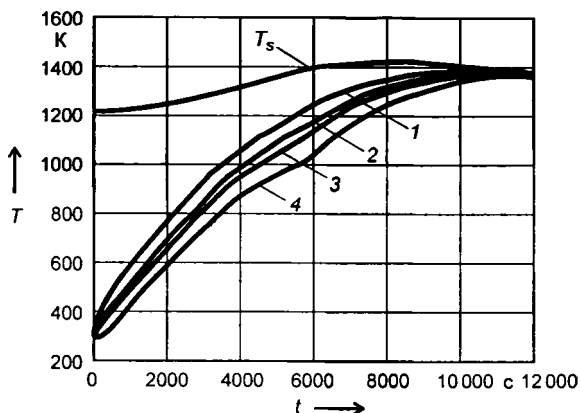


Рис. 3. Расчетные графики изменения во времени температур в точках 1–4 сечения заготовки (согласно разметке на рис. 2) и температуры греющих газов T_g

Результаты расчетов представлены в виде графиков изменения во времени и в характерных точках сечения заготовки (точки 1–7 на рис. 2), а также кривыми распределения компонент тензора напряжений вдоль линий A_1-A_2 и B_1-B_2 .

На рис. 3 показано изменение во времени температур в наиболее характерных точках сечения заготовки – в центре (кривая 1), посередине верхней (кривая 2) и боковой (кривая 3) граней, а также на ребре заготовки (кривая 4).

Отметим, что замедление подъема температуры в центре сечения заготовки (точка 1) обусловлено выделением теплоты фазовых переходов и заметным снижением коэффициента теплопроводности стали в интервале температур 650...800 °С. Полученные расчетным путем графики изменения температуры в точках 1 и 2 удовлетворительно согласуются с данными тер-

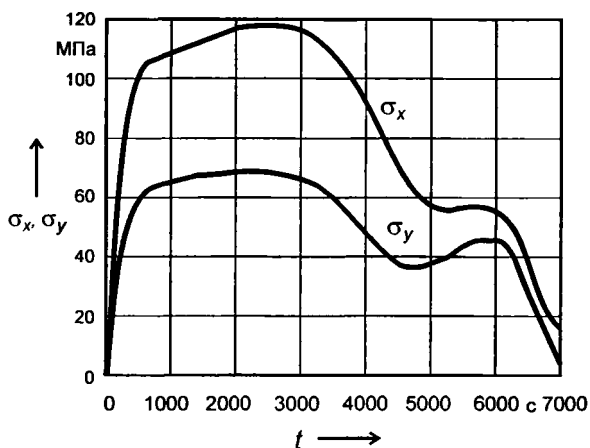


Рис. 4. Изменение во времени напряжений σ_x и σ_y в центре сечения заготовки (точка 1 на рис. 2)

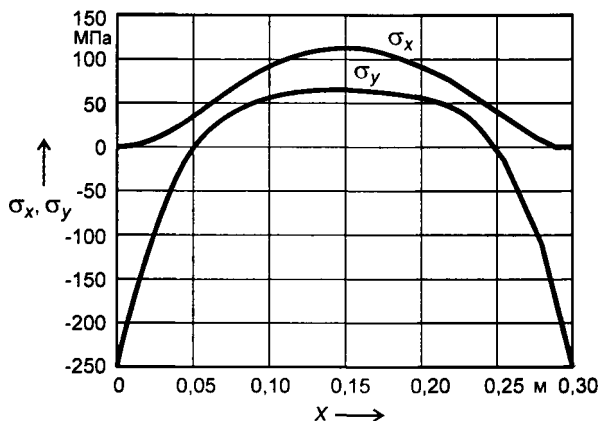


Рис. 5. Распределение напряжений σ_x и σ_y вдоль линии A_1-A_2 в момент времени $t = 3000$ с

мометрирования заготовки из стали ШХ15СГ сечением 250×300 мм, выполненного в промышленных условиях.

На рис. 4 показано изменение во времени главных компонент тензора напряжений σ_x и σ_y в центре сечения заготовки. Видно, что указанные напряжения быстро нарастают на начальной стадии нагрева и достигают экстремума в интервале значений $t = 2700 \dots 3000$ с. Последующий спад растягивающих напряжений σ_x , σ_y несколько замедляется при $t > 4500$ с, а при $t = 6000$ с фиксируется новый, «малый», экстремум, обусловленный отмеченным выше замедлением прогрева центральных участков заготовки в интервале температур $650 \dots 800$ °С.

Графики на рис. 5 характеризуют изменение компонент тензора напряжений σ_x , σ_y вдоль среднего сечения заготовки, показанного линией A_1-A_2

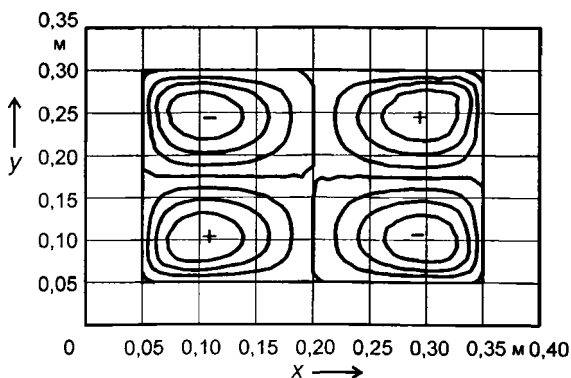


Рис. 6. «Изотермы» касательных напряжений τ_{xy} в сечении заготовки в момент времени $t = 3000$ с: $\tau_{xy} = +47,7$ МПа (кривая 1), $+31,6$ (кривая 2), $+15,6$ (кривая 3), $-0,50$ (кривая 4), $-16,6$ (кривая 5), $-32,6$ (кривая 6), $-48,7$ (кривая 7)

на рис. 2. Обращает на себя внимание смена знака напряжений σ_y при значениях x , равных 0,05 и 0,25 м, и достижение достаточно высоких значений отрицательных (сжимающих) напряжений σ_y посередине граней I и IV.

На рис. 6 представлено распределение изолиний (назовем их изотермами) касательной компоненты тензора напряжений τ_{xy} .

В отличие от других компонент (σ_x, σ_y) распределение касательных напряжений образует в сечении заготовки зоны положительных (растягивающих) напряжений, которые чередуются в шахматном порядке, оставляя участки нулевых касательных напряжений в плоскостях симметрии поперечного сечения заготовки.

Графики на рис. 7 характеризуют изменение во времени экстремальных значений касательных напряжений в зонах растяжения (кривая 1) и сжатия (кривая 3). Отметим, что кривые 1, 2, 3 на рис. 7 соответствуют выделенным в сечении заготовки характерным точкам 5, 6 и 7 (см. рис. 2). Достижимые максимумы растягивающих касательных напряжений τ_{xy} (-63 МПа) зафиксированы при построении графика изменения показателя τ_{xy} вдоль главной диагонали поперечного сечения $B_1 - B_2$.

Представленные выше результаты вычислений дают основания для оценки наиболее опасных с точки зрения возможности нарушения сплошности металла участков в поперечном сечении нагреваемой заготовки. К таким участкам в первую очередь относится центральная зона поперечного сечения, где сумма компонент σ_x и σ_y достигает к моменту времени $t = 3000$ с значений 130...135 МПа.

Как показывает анализ решений задачи термоупругости для нагреваемых изделий в форме цилиндра и призмы квадратного поперечного сечения, значение продольных напряжений σ_z в условиях соблюдения плоской деформации близко к указанной сумме компонент тензора напряжений. Безусловно, полученное путем расчета значение максимальных растягивающих напряжений (135 МПа) намного меньше предела прочности стали

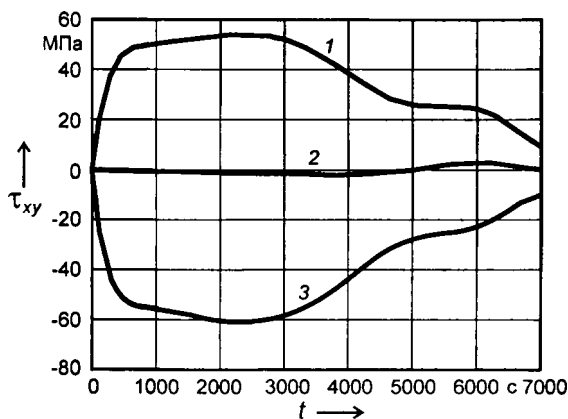


Рис. 7. Изменение во времени касательных напряжений τ_{xy} в точках 5–7 (согласно разметке на рис. 2)

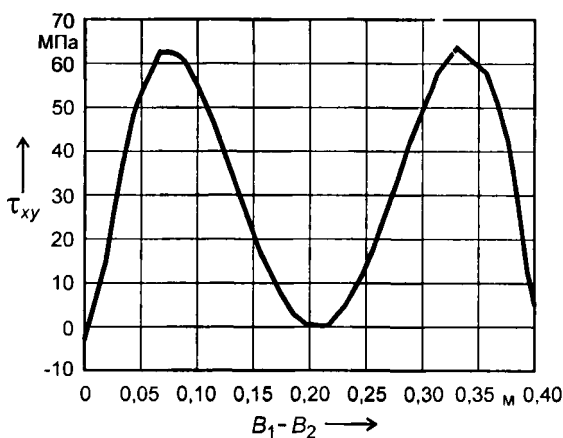


Рис. 8. Изменение во времени касательных напряжений τ_{xy} вдоль главной диагонали $B_1 - B_2$ сечения заготовки в момент времени $t = 3000$ с

ШХ15СГ при соответствующей температуре в центре заготовки (450...500 °С в момент $t = 3000$ с). Однако в совокупности с растягивающими остаточными напряжениями, которые в неотожженной непрерывнолитой заготовке из стали ШХ15СГ могут, по нашим оценкам, достигать 600...750 МПа, сумма остаточных и временных напряжений (обусловленных неравномерностью температур при нагреве заготовки) может превысить предел прочности металла и привести к разрушению, что подтверждается экспериментами, выполненными в промышленных условиях.

Дополнительные опасения вызывает наличие зон растягивающих касательных напряжений (рис. 6 – 8). Выявление данного фактора, имеющего несомненную практическую ценность, подтверждает полезность обобщения постановки задач термоупругости за счет использования современных компьютерных технологий в сочетании с численным методом конечных элементов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Комплексная методология разработки экономичных режимов нагрева стали в печах / В.И. Тимошпольский, В.А. Тищенко, С.М. Козлов и др. // *Сталь*. 2002. № 10. С. 102 – 107.
2. Разработка технологии нагрева инструментальной стали / В.И. Тимошпольский, А.Б. Стеблов, В.В. Филиппов и др. // *Литье и металлургия*. 2001. № 2. С. 123 – 126.
3. *Тайц Н.Ю.* Технология нагрева стали. М.: Металлургиздат, 1962. 567 с.
4. *Паркус Г.* Неуставившиеся температурные напряжения. М.: Физматгиз, 1963. 251 с.
5. *Боли Б., Уэйнер Дж.* Теория температурных напряжений. М.: Мир, 1964. 517 с.
6. *Зенкевич О.К.* Метод конечных элементов в технике. М.: Мир, 1975. 541 с.
7. *Сегерлинд Л.Дж.* Применение метода конечных элементов. М.: Мир, 1979. 392 с.
8. *Секулович М.* Метод конечных элементов. М.: Стройиздат, 1993. 664 с.
9. *Стальной слиток: В 3 т. Т. 3: Нагрев* / В.И. Тимошпольский, Ю.А. Самойлович, И.А. Трусова, В.В. Филиппов; Под общ. ред. В.И. Тимошпольского, Ю.А. Самойловича. Мн.: Бел. наука, 2001. 879 с.

ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

УДК 621.745.669.13

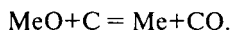
А.Г. СЛУЦКИЙ, канд. техн. наук, Г.В. ДОВНАР, канд. техн. наук,
В.А. СМЕТКИН, канд. пед. наук, В.В. ПАВЛОВИЧ (БНТУ),
Р.Э. ТРУБИЦКИЙ (РУП ЛЛМЗ*)

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ЭКОНОМНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ ГИЛЬЗОВОГО ЧУГУНА

Чугун для гильз цилиндров автомобильных и тракторных двигателей обычно содержит целый комплекс таких легирующих элементов, как медь, никель, ванадий, титан, хром, бор, фосфор и др. Это обеспечивает получение требуемой микроструктуры в отливках, обладающих износостойкостью, антифрикционными свойствами пары гильза – поршневое кольцо и другими служебными характеристиками, позволяющими увеличить срок службы двигателя.

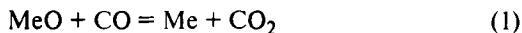
Известно, что для достижения наибольшей стабильности технологии плавки таких ответственных сплавов необходимо соблюдать последовательность и технологичность операций легирования. Например, на стадии ковшевого легирования элементами с высокой температурой плавления имеет место неоднородность структуры в отливках. Кроме того, использование ферросплавов и лигатур, вводимых в жидкий металл для получения требуемого состава, приводит к значительному расходу материала вследствие более высокого угара. Практический интерес представляет исследование процесса плавки гильзового чугуна с одновременным легированием сплава за счет отходов и вторичных материалов.

Ввиду того что в отходах (отработанные катализаторы, шламы, изгарь) легирующие элементы содержатся как в свободном, так и в связанном состоянии, возникла необходимость проведения термодинамических исследований процесса их восстановления. В качестве восстановителей наиболее широко используются газы, обладающие высоким химическим средством к кислороду (CO , H_2), металлы, образующие прочные оксиды (Al , Si , Ca), а также твердый углерод. Восстановление оксидов металлов твердым углеродом происходит по реакции



Эту реакцию можно рассматривать как результирующую двух частных реакций:

* Республиканское унитарное предприятие «Лидский литейно-механический завод».



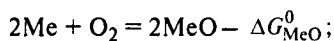
Температура, при которой реакция (3) находится в равновесии, имеет строго определенное значение (при фиксированном давлении). Ее назвали температурой начала восстановления металла углерода ($T_{\text{н.в}}$) [1].

Для расчетного определения $T_{\text{н.в}}$ оксида металла углеродом применяют различные методы (аналитический и графический).

В данной работе использован графический метод расчета, основанный на том, что $T_{\text{н.в}}$ металла из оксида углеродом соответствует температуре, при которой химическое сродство восстанавливаемого металла к кислороду и углерода к кислороду одинаково [2], т. е.

$$\Delta G_{\text{MeO}}^0 = \Delta G_{\text{C/CO}}^0.$$

При $a_{\text{Me}} = 1$, $a_{\text{MeO}} = 1$, $P = 10^5$ Па химическое сродство металла и углерода к кислороду оценивается величиной ΔG^0 для реакции образования MeO и CO:



Уравнения зависимости ΔG^0 от температуры для данных реакций записываются так:

$$\Delta G_{\text{MeO}}^0 = M_1 + N_1 T; \quad \Delta G_{\text{C/CO}}^0 = M_2 + N_2 T.$$

На рис. 1 приведены зависимости ΔG_{MeO}^0 и $\Delta G_{\text{C/CO}}^0$ от температуры и схема определения температуры начала восстановления металла углеродом по одинаковым значениям химического сродства металла и углерода к кислороду

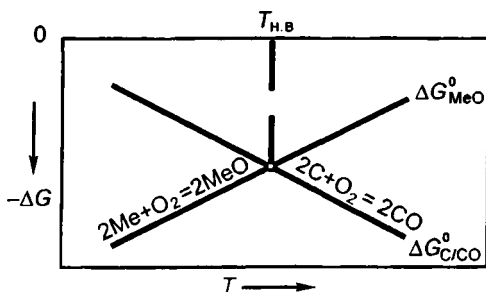


Рис. 1. Схема определения температуры начала восстановления оксида металла твердым углеродом по одинаковым значениям химического сродства металла и углерода к кислороду

дом. Как следует из рисунка, линии пересекаются при определенной температуре, которая соответствует равенству $\Delta G_{\text{MeO}}^0 = \Delta G_{\text{C/CO}}^0$.

По такому методу выполнены расчеты температуры начала восстановления углеродом следующих металлов: меди, хрома, ванадия, олова, алюминия. Результаты расчетов приведены в табл. 1.

Таблица 1

Расчетные значения температуры начала восстановления металлов из оксидов углеродом

Восстанавливаемый металл	Медь	Никель	Ванадий	Хром	Олово	Алюминий
$T_{\text{н.в.}}$, К	360	750	1540	1600	1210	2300

В лабораторных условиях осуществлены исследования с целью проверки полученных расчетов. Установка для проведения опытов состояла из электрической печи, реакционной трубки, манометра, термопары, потенциометра. В лодочку засыпалась 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 меди, олова, никеля оказалась близкой к расчетной и составила соответственно 350, 760, 1150 К.

Полученные результаты позволили перейти ко второму этапу исследований по технологии экономного легирования гильзового чугуна. На основании анализа сырьевых ресурсов выявлены возможные источники меди, никеля, олова в Беларуси. Это в первую очередь обработанные медь и никельсодержащие катализаторы, медьсодержащие шлаки и шламы, железоникелевые аккумуляторные батареи, отходы оловянно-свинцовой изгари. С одной стороны, в отходах достаточно большое содержание меди, никеля и олова. С другой стороны, часть из них находится в химически связанном состоянии. На основании полученных результатов исследований были изготовлены легирующие присадки, содержащие оксиды цветных металлов (Cu, Ni), углерод и флюсующие добавки. Опытные плавки по экономному легированию гильзового чугуна медью и никелем проводились в лабораторной индукционной печи ИСТ-006 и на гильзовом участке РУП ЛЛМЗ (ИСТ-1,0).

В качестве исходных шихтовых материалов использовались стальной и чугунный лом, возврат, ферросплавы хрома, ванадия, титана, фосфора. Медь и никель в требуемых количествах вводились в виде легирующих смесей разработанного состава. Контролировались следующие параметры: химический состав сплава, твердость и микроструктура отливок. Полученные результаты представлены в табл. 2 и 3.

Химический состав экономнолегированного гильзового чугуна, %

Номер плавки	C	Si	Mn	P	V+V	Ti	Cu	Ni
1	3,42	2,45	0,42	0,35	0,08	0,06	0,65	0,18
2	3,53	2,51	0,71	0,31	0,05	0,05	0,61	0,21
3	3,38	2,36	0,63	0,41	0,04	0,06	0,59	0,25
4	3,56	2,32	0,54	0,39	0,06	0,06	0,64	0,24
Согласно техническим условиям	3,0...3,7	2,0...2,6	0,5...0,8	0,2...0,45	0,02...0,12	0,05...0,15	0,5...0,7	0,1...0,3

Таблица 3

Микроструктура и твердость чугуна в опытных гильзах

Номер отливки	Твердость НВ 5/750/10	Микроструктура		
		Основа	Графит	Фосфидная эвтектика
1	229	П(Ф0)	ПГф2, ПГр2, ПГд90	Фэ4, Фэр1
2	235	П(Ф0)	ПГф1, ПГр3, ПГд45090	Фэ3, Фэр2
3	223	П(Ф0)	ПГф2, ПГр1, ПГд90-180	Фэ3, Фэр1
4	241	П(Ф0)	ПГф1-2, ПГр3, ПГд45	Фэ3, Фэр2
Согласно техническим условиям	217...250	П(Ф0)	ПГф1, ПГф2, АГр1 – ПГр3, ПГд45 – ПГд180	Фэ3 – Фэ5, Фэр1 – Фэр2

Анализ полученных результатов показал, что по содержанию основных легирующих элементов, в том числе меди и никеля, отливки гильз соответствовали техническим условиям. При этом твердость чугуна в отливках составляла от 223 до 241 НВ. Микроструктура металлической основы, форма, распределение и количество графита и фосфидной эвтектики также соответствовали техническим условиям.

Таким образом, проведенные теоретические и экспериментальные исследования показали реальную возможность использования легирующих присадок на основе отходов для экономного легирования гильзового чугуна. Это позволит сократить импорт дорогостоящих ферросплавов, снизить затраты на легирование, утилизировать отходы.

ЛИТЕРАТУРА

1. Экономное легирование железоуглеродистых сплавов / С.Н. Леках, А.Г. Слуцкий, В.Л. Трибушевский и др. Мн.: Наука и техника, 1996. 173 с.
2. Казанков Е.А. Расчеты по теории металлургических процессов. М.: Металлургия, 1988. 287 с.

Б.М. НЕМЕНЕНОК, д-р техн. наук,
В.Л. ТРИБУШЕВСКИЙ, канд. техн. наук,
С.Е. ШУРАНКОВ, канд. техн. наук,
О.Н. КАЛЕНИК (БНТУ)

ПРОМЫШЛЕННОЕ ИСПОЛЬЗОВАНИЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ, ВЫПЛАВЛЕННЫХ ИЗ ОКИСЛЕННЫХ ОТХОДОВ

В процессе производства изделий из алюминия и его сплавов образуется значительное количество отходов. Часть из них с успехом перерабатывается по классическим технологиям плавки. Однако использование дисперсных и окисленных отходов в виде мелкой стружки, металлической пыли, фольги, а также литейных шлаков затрудняет процесс плавки, удлиняя технологический цикл, шлакуя рабочую поверхность печей, увеличивая расход топлива, что резко снижает металлургический выход сплава [1].

Исходя из полученных результатов опытно-промышленных плавов, проведенных по двухстадийной технологии плавки в роторной печи, сотрудниками научно-исследовательской лаборатории «Ресурсосберегающие технологии» была разработана схема переработки высокоокисленных отходов алюминиевых сплавов (рис. 1). В основу данной схемы положена двухстадийная технология плавки в роторной печи, базирующаяся на реализации концепции динамической идеологии плавки с активным механическим и физико-химическим воздействием на гетерогенный расплав и позволяющая интегрировать отдельные микрообъемы расплава в общий «бассейн», полностью отделять их от шлака. Данная технология обеспечивает высокий металлургический выход алюминиевых сплавов из самых низкосортных отходов при минимальных энергозатратах на плавку.

Разработанная технология была внедрена в научно-производственной фирме «Металлон» (г. Осиповичи) и позволила за 1999 – 2000 гг. переработать 1182 т высокоокисленных промышленных отходов алюминия и получить 770 т качественных чушковых сплавов.

Практика переработки окисленных отходов алюминия показала, что в процессе их подготовки к переплаву образуется значительная магнитная фракция, которая может быть использована для производства раскислителей марки АВ.

Опытные плавки для производства раскислителей были проведены при тех же технологических режимах, что и при получении чушковых сплавов. Использование в составе шихты 20% магнитной фракции и 80% немагнитной при двухстадийной загрузке флюса и продувке расплава аргоном в разливочном ковше обеспечило получение раскислителей марки АВ87 с высокой степенью чистоты по неметаллическим включениям.

Анализ химического состава и качества выплавленных алюминиевых сплавов показал, что наиболее реально использование полученных материалов по двум вариантам:

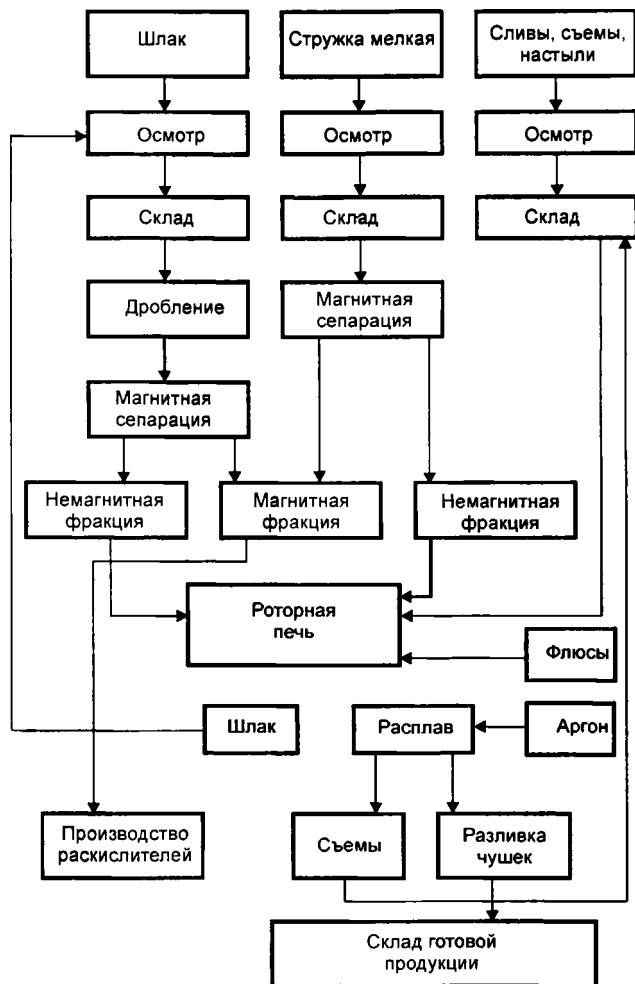


Рис. 1. Схема технологии переработки высокоокисленных отходов алюминиевых сплавов

1) в качестве компонента шихты при производстве отливок из сплавов системы Al–Si–Mg и Al–Si–Cu литьем в постоянные формы, при котором реализуются высокие скорости охлаждения расплава;

2) для раскисления сталей вместо применяемого для этих целей сплава АК5М4 или раскислителей типа АВ87, импортируемых из Российской Федерации и Украины.

Для внедрения в производство чушковых алюминиевых сплавов, выплавленных в результате переработки окисленной шихты по динамической технологии, были выбраны отливки, полученные литьем в постоянные формы, где в меньшей степени сказывается негативное влияние повышен-

ного содержания железа. Опытные плавки проводили в цехе алюминиевого литья Осиповичского завода автомобильных агрегатов в индукционных печах повышенной частоты марки ИАТ-2,5 по заводской технологии. Изменения были внесены только в состав шихты, где часть чушек из сплава АК9ч, полученного из переплава стружки, была заменена сплавом АК9, выплавленным из шлака по динамической технологии в роторной печи.

Усредненные результаты механических свойств сплава АК9ч по итогам 36 плавок показали, что по пределу прочности при растяжении в литом состоянии опытный сплав не уступает серийному. Металлографический анализ сплава не выявил существенных отличий в структуре от сплава серийного производства. Все отливки и образцы имели плотную структуру без существенных отличий от сплава АК9ч. Грубые включения железосодержащих фаз не наблюдались. Количество неметаллических включений не превышало 3...5 штук размером $(0,2...0,3) \times 0,2$ мм на 1 см^2 площади шлифа. Пористость металла соответствовала I баллу шкалы ВИАМ. Использование в шихте продукции динамической плавки шлака не вызвало увеличения брака отливок по дефектам усадочного происхождения; не было установлено отклонений в технологических свойствах расплава и в химическом составе всех проведенных плавок. Это позволило рекомендовать опробованную технологию плавки к внедрению в производство.

Завершающая стадия выплавки стали – раскисление алюминием – является одной из важнейших операций технологии производства отливок. Остаточное содержание алюминия в стали зависит от его удельного расхода и метода ввода в расплав. При низких концентрациях алюминия металл получается недораскисленным, что приводит к появлению в отливках из сталей 25Л, 35Л, 40Л газовых раковин, рыхлот, пористости, трещин и негерметичности при литье в песчано-глинистые формы. Высокое остаточное содержание алюминия в стали снижает ее жидкотекучесть, что затрудняет процесс разлива, так как вследствие вторичного окисления на струе образуется твердая пленка, которая, попадая в тело отливки, приводит к браку литья по включениям и негерметичности [2].

Целесообразность использования для раскисления стали алюминиевых сплавов объясняется тем, что возникновение смешанного (двухкомпонентного) зародыша более вероятно, чем чистого оксида одного раскислителя. Поэтому представляло интерес исследование возможности применения сплавов типа АВ87, выплавленных в роторной печи по динамической технологии с использованием в шихте магнитных фракций алюминиевой стружки и отвалных шлаков, для раскисления сталей.

Исследования проводили в цехе сталеного литья Могилевского автомобильного завода в кислых электродуговых печах вместимостью 5 т для стали марки 40Л.

Сталь 40Л, выплавленная и раскисленная по заводской технологии сплавом АК5М4, после нормализации и отпуска имела следующие механические свойства: $\sigma_{\text{в}} = 540$ МПа, $\sigma_{\text{т}} = 300$ МПа, $\delta = 15\%$, $KCU = 0,32$ МДж/м², что удовлетворяло требованиям ГОСТ 977–88.

Для раскисления стали новым раскислителем (АВ87) его добавка была увеличена с 0,22% массы металлозавалки до 0,25% (учитывая более низкое содержание в нем алюминия). Навеску раскислителя добавляли под струю

при выпуске стали из электродуговой печи в ковш, как это было оговорено в технологической инструкции. Следует отметить, что такой метод раскисления обеспечивает низкие стабильность процесса и степень усвоения алюминия расплавом.

Для разработки лучшего способа раскисления стали новым раскислителем исследовали три варианта его ввода в металл:

- 1) под струю металла при выпуске его из печи в разливочный ковш;
- 2) закреплением на стальной штанге на $1/3$ высоты от дна ковша;
- 3) на стальной штанге погружением в металл после слива его в ковш.

При работе по первому варианту получена крайне нестабильная концентрация алюминия в стали. В более 50% плавков содержание алюминия в стали составляло менее 0,025%; 30% плавков имело оптимальное содержание алюминия (0,025...0,035%); для 20% плавков остаточная концентрация алюминия составляла более 0,035%. Данный способ ввода раскислителя вызывал ошлаковывание алюминия, окисляющегося за счет воздуха и шлака, что не обеспечивало его полного растворения в металле и снижало усвоение до 12% в среднем по всем плавкам.

Второй вариант ввода раскислителя обеспечил содержание алюминия в стали в пределах 0,024...0,043%. При этом 5% плавков имели концентрацию алюминия менее 0,025%, у 12% плавков содержание алюминия превышало 0,035%, для 83% плавков остаточное содержание алюминия находилось в оптимальных пределах.

Третий вариант ввода раскислителя также дал неплохие результаты, однако количество плавков с оптимальным содержанием алюминия снизилось до 60%.

Анализ проб металла, отобранных по ходу разливки, показал, что содержание алюминия зависит от способа ввода раскислителя. При втором варианте разброс концентраций алюминия составил 5...15%, что значительно лучше, чем при первом и третьем вариантах, где данный показатель составил 20...35%.

Второй вариант обеспечил более стабильное содержание алюминия в стали как от плавки к плавке, так и по объему металла в ковше. Положительные результаты были получены и на образцах, отлитых в чугунные тигли, где затвердевание слитков происходило без искрения с образованием усадочной раковины, что свидетельствовало о высокой степени раскисления стали.

Контроль механических свойств стали 40Л подтвердил ее соответствие требованиям ГОСТ 977—88. Учитывая полученные результаты, предложенный способ раскисления стали приняли к внедрению, что позволило сократить затраты на раскисление 1 т годного литья в два раза за счет использования более дешевого раскислителя.

Таким образом, разработанная технология переработки алюминиевых шлаков и других окисленных отходов алюминия позволяет получать сплавы, успешно используемые в литейно-металлургическом производстве.

ЛИТЕРАТУРА

1. МИКС-МЕЛТ-процесс переработки окисленных алюминиевых отходов / С.Н. Леках, В.Л. Трибушевский, В.А. Шейнерт, С.Е. Шуранков // *Металлургия и литейное производство*. Мн.: Бел. наука, 1998. С. 97—100.
2. *Ершов Г.С., Бычков Ю.Б.* Свойства металлургических расплавов и их взаимодействие в сталеплавильных процессах. М.: *Металлургия*, 1983. 216 с.

Е.И. МАРУКОВИЧ, д-р техн. наук, В.Ф. БЕВЗА, канд. техн. наук,
С.Р. ЧУДАКОВ (ИТМ* НАН Беларуси)

ТЕПЛОБМЕН НА ВОДООХЛАЖДАЕМОЙ ПОВЕРХНОСТИ КРИСТАЛЛИЗАТОРА ПРИ НЕПРЕРЫВНО-ЦИКЛИЧЕСКОМ ЛИТЬЕ НАМОРАЖИВАНИЕМ

Эффективность непрерывных способов литья во многом определяется ресурсом работы кристаллизатора. Существенное влияние на его стойкость оказывает режим охлаждения рабочей втулки. При непрерывно-циклическом литье намораживанием (НЦЛН) используются кристаллизаторы скольжения гильзового типа, которые содержат нижний и верхний коллекторы, соединенные кольцевым каналом, расположенным между наружной (охлаждаемой) поверхностью рабочей втулки и стенкой кожуха. Кристаллизатор охлаждается в режиме вынужденного движения воды. Характер взаимодействия рабочей втулки и охлаждающей жидкости именно в кольцевом канале определяет условия теплообмена на ее охлаждаемой поверхности.

Характер взаимодействия нагретой поверхности и охлаждающей среды определяется уровнем температуры этой поверхности и законом ее изменения. При НЦЛН кристаллизатор испытывает циклические тепловые воздействия со стороны внутренней поверхности рабочей втулки с периодом, равным времени формирования отливки. При этом в каждом цикле происходит последовательный односторонний нагрев и охлаждение стенок рабочей втулки, т. е. возникают периодические колебания температуры, или температурные волны. В связи с тем что тепловые воздействия на внутреннюю поверхность кристаллизатора повторяются достаточно длительное время (в течение всей разливки), имеет место установившийся стационарно-периодический процесс, причем величина температурных колебаний не остается постоянной по толщине стенки. Эти колебания имеют максимальное значение на внутренней поверхности и уменьшаются по мере удаления от нее. На водоохлаждаемой поверхности колебания температуры минимальны либо полностью затухают (рис. 1). Глубина проникновения температурной волны определяется теплофизическими характеристиками материала кристаллизатора и режимными параметрами литья. Толщина слоя заметного колебания температуры будет тем значительнее, чем больше коэффициент температуропроводности материала и продолжительнее период колебаний температуры на внутренней поверхности, т. е. чем меньше частота извлечения отливок. Например, при литье чугуна в кристаллизатор со стальной рабочей втулкой и толщиной стенки более 12 мм колебания температуры наружной поверхности втулки не превышают 15% от колебаний на внутренней поверхности. При этом, если

* Институт технологии металлов.

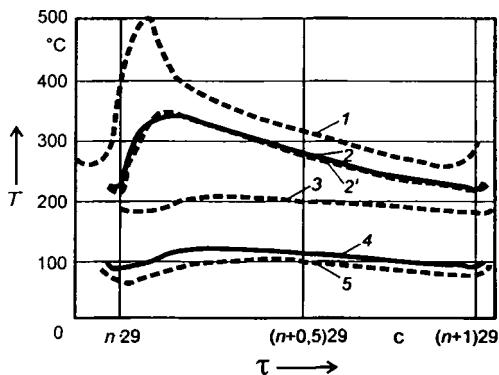


Рис. 1. Изменение температуры стальной стенки кристаллизатора в течение одного цикла: 1 – на рабочей поверхности; 2, 2' – на расстоянии 1,9 мм от рабочей поверхности; 3, 4 – на расстоянии соответственно 6,2 мм и 11,5 мм; 5 – на водоохлаждаемой поверхности; — эксперимент; ---- расчет

температура водоохлаждаемой поверхности не превышает температуру насыщения воды (T_s), отвод теплоты происходит только за счет конвекции и теплопроводности. В этом случае при турбулентном режиме движения воды в кольцевом канале для расчета среднего коэффициента теплоотдачи ($\bar{\alpha}_3$) можно использовать выражение [1]

$$\bar{Nu} = 0,021 Re^{0,8} Pr_{ж}^{0,43} (Pr_{ж}/Pr_c)^{0,25} \epsilon_l, \quad (1)$$

где $\bar{Nu} = \frac{\bar{\alpha}_3}{\lambda_b} d_{эк}$ – критерий Нуссельта; λ_b – коэффициент теплопроводности воды, Вт/(м·К); $d_{эк}$ – эквивалентный диаметр, м; $Re = W_B d_{эк} / \nu_B$ – критерий Рейнольдса; W_B – скорость движения воды, м/с; ν_B – кинематический коэффициент вязкости воды, м²/с; $Pr = \nu_B / a_B$ – критерий Прандтля; a_B – коэффициент температуропроводности воды, м²/с; $\epsilon_l = fl/D_1$; Re – коэффициент, учитывающий изменение среднего коэффициента теплоотдачи по длине канала; l, D_1 – соответственно длина и диаметр кристаллизатора, м.

Физические константы жидкости в формуле (1) определяются при средней по длине канала температуре

$$\bar{T}_B = (T_{вх} + T_{вых})/2,$$

где $T_{вх}, T_{вых}$ – температура воды соответственно на входе и выходе из кристаллизатора.

Критерий Pr_c определяется при температуре водоохлаждаемой поверхности стенки кристаллизатора. Отношение $(Pr_{ж}/Pr_c)^{0,25}$ учитывает влияние направления теплового потока.

По формуле (1) можно рассчитывать теплоотдачу для гладких труб любой формы поперечного сечения: круглого, квадратного, прямоугольного, кольцевого ($D_3/D_2 = 1,0...5,6$), для всех упругих и капельных жидкостей при $1 \cdot 10^4 \leq Re \leq 5 \cdot 10^6$ и $0,6 \leq Pr_{ж} \leq 2500$ [1]. Конструкции используемых при НШЛН кристаллизаторов и режимы их охлаждения обеспечивают следующие значения критериев: $Re \geq 1,7 \cdot 10^4$; $3 \leq Pr_{ж} \leq 10$; $D_3/D_2 = 1,02...1,15$. Таким образом, значения ограничивающих параметров находятся в области применимости формулы (1).

Например, расчет коэффициента теплообмена по формуле (1) для стального кристаллизатора диаметром $D_1 = 110$ мм с толщиной стенки рабочей втулки 12,85 мм и высотой 260 мм дает следующий результат: $\overline{Nu} = 177,027$; $\overline{\alpha}_3 = 18,057 \cdot 10^3$ Вт/(м²·К).

Интенсивность теплоотдачи на водоохлаждаемой поверхности кристаллизатора может быть определена также по плотности теплового потока (\overline{q}_3):

$$\alpha_3 = \overline{q}_3 / (T_3 - T_8).$$

Среднюю величину \overline{q}_3 можно определить по температурному полю кристаллизатора или по изменению теплосодержания охлаждающей воды. Например, для стального кристаллизатора с теми же геометрическими параметрами средняя плотность теплового потока на водоохлаждаемой поверхности, рассчитанная по температурному полю, составляет $6,46 \cdot 10^5$ Вт/м². В этом случае средняя интенсивность теплоотвода $\overline{\alpha}_3 = 15,76 \cdot 10^3$ Вт/(м²·К). Расхождение со значением $\overline{\alpha}_3$, полученным по формуле (1), не превышает 13%.

Мы рассмотрели теплообмен водоохлаждаемой поверхности с охлаждающей средой при $T_3 < T_s$, т. е. для условий конвективного теплообмена при вынужденном движении жидкости. В случае, когда $T_3 > T_s$ (рис. 2), мо-

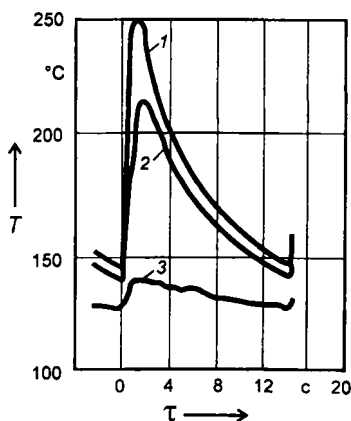


Рис. 2. Изменение температуры медной стенки кристаллизатора в течение одного цикла:
1 — на расстоянии 1,2 мм от рабочей поверхности; 2 — 3,0 мм; 3 — 9,0 мм

жет иметь место теплообмен при кипении. Отвод теплоты в режиме пузырькового кипения является одним из наиболее совершенных методов охлаждения поверхности нагрева. Перевод жидкости в такой режим обеспечивает существенное увеличение коэффициента теплоотдачи. Следует указать, что охлаждение кристаллизаторов в режиме пленочного или частично пленочного кипения недопустимо.

Интенсивное перемешивание слоя жидкости, прилегающего к поверхности нагрева (называемое микроконвекцией), обеспечивает отличные характеристики теплоотдачи при кипении. Именно этот процесс конвекции является определяющим в передаче почти всего количества теплоты от поверхности нагрева. А количество теплоты, передаваемой за счет переноса скрытой теплоты парообразования, составляет всего около 2% общего теплового потока [2].

При пузырьковом кипении теплота от поверхности нагрева к жидкости передается посредством следующих механизмов [2]:

- 1) теплообмен между жидкостью и паром, вызываемый перемешиванием пограничного слоя пузырями (микроконвекция);
- 2) перенос теплоты путем конвекции в однофазной среде в промежутках между участками, занятыми пузырями;
- 3) перенос теплоты пузырями в виде теплоты парообразования;
- 4) перенос теплоты путем непрерывного испарения у основания пузыря и конденсации у его вершины, когда пузырь все еще прикреплен к стенке.

Коэффициент теплоотдачи $\bar{\alpha}_3$ при пузырьковом кипении в условиях вынужденного движения жидкости можно определить по формуле [3, 4]

$$\frac{\bar{\alpha}_3}{\alpha_0} = \sqrt[n]{1 + \left(\frac{\alpha_{00}}{\alpha_0}\right)^n},$$

где α_0 , α_{00} – коэффициент теплоотдачи к вынужденному потоку соответственно некипящей жидкости и при развитом кипении, когда скорость вынужденного потока кипящей жидкости уже не оказывает на него влияния.

При скоростях движения воды от 0,5 до 6,7 м/с и тепловых потоках от $2 \cdot 10^5$ до $10 \cdot 10^5$ Вт/м² $n = 2$. Величину α_{00} для двухфазного потока, в котором объемное паросодержание меньше 0,7, определяют по формуле

$$\alpha_{00} = Cq^{0,7},$$

где C – множитель пропорциональности, зависящий от давления [3]:

$p, 10^5 \text{ Н/м}^2$	10	20	40	80	140
C	3,2	3,7	4,3	6,4	11,2

Аналогичная формула для определения $\bar{\alpha}_3$ предложена в работе [5]. При этом α_{00} предлагается определять по формулам:

$$\alpha_{00} = \frac{3,4p^{0,18}}{1 - 0,0045p} q^{2/3}; \quad (2)$$

$$\alpha_{00} = 0,316 \Delta T_s^{2,33} p^{0,5}. \quad (3)$$

Формулы (2) и (3) рекомендуется применять в диапазоне давлений $(1...40) \cdot 10^5$ Па.

Коэффициент α_0 рассчитывают по уравнениям конвективного теплообмена без кипения при $W_B = 4G/(\rho' \pi d^2)$, где G – массовый расход парожидкостной смеси [5].

Интенсивность теплообмена при вынужденном движении жидкости в случае развитого пузырькового кипения можно рассчитать также по формуле [6]

$$Nu_k = 6150 Nu \left[\frac{q_{3n}}{r' \gamma'' W_B} \left(\frac{\gamma''}{\gamma'} \right)^{1,45} \left(\frac{r'}{c_p T_s} \right)^{0,33} \right]^{0,7}, \quad (4)$$

где Nu – критерий Нуссельта при вынужденной конвекции без кипения; r' – теплота парообразования; γ'' , γ' – удельный вес пара и воды соответственно; c_p – удельная теплоемкость воды.

Формулой (4) можно пользоваться, если комплекс в квадратных скобках больше $0,4 \cdot 10^{-5}$. Если это условие не соблюдается, то интенсивность теплообмена определяют по формуле (1).

Заметное влияние на интенсивность теплообмена при кипении жидкости оказывают скорость протекания жидкости и тепловая нагрузка. При этом установлено, что при больших скоростях движения жидкости интенсивность теплоотдачи при кипении почти такая же, как и в случае конвективного теплообмена. Например, если плотность теплового потока $q_3 = 4,6 \cdot 10^5$ Вт/м² и $W_B = 1,0$ м/с при конвективной теплоотдаче $\alpha_3 = 8 \cdot 10^3$ Вт/(м²·К), то в случае теплоотдачи при кипении $\alpha_3 = 18 \cdot 10^3$ Вт/(м²·К). При скорости $W_B = 6$ м/с $\alpha_3 = 37 \cdot 10^3$ Вт/(м²·К) в случае вынужденной конвекции и $\alpha_3 = 40 \cdot 10^3$ Вт/(м²·К) в случае кипения [7]. Это можно объяснить, видимо, тем, что поток жидкости срывает такие мельчайшие пузырьки пара, образование и движение которых уже не оказывает существенного влияния на интенсивность теплообмена.

Наибольший интерес для практики непрерывного литья представляет процесс кипения в условиях вынужденного движения жидкости, недогретой до температуры насыщения. По данным [8], развитое пузырьковое кипение в этих условиях наблюдается при температуре греющей поверхности, превышающей температуру насыщения не более чем на 40...50 К.

Для определения температуры поверхности водоохлаждаемой поверхности, при которой имеет место развитое пузырьковое кипение в условиях НЦЛН, можно воспользоваться формулой Берната, выведенной им на основании анализа данных Колумбийского университета, полученных в установке с алюминиевым нагревателем в кольцевом канале с водой [2, 9]:

$$T_3 = 1,8 \left[57 \ln P - 54 \left(\frac{p}{p+15} \right) - \frac{W_B}{4} \right] + 32, \quad (5)$$

где T_3 – температура, F; p – давление в системе, фунт/дюйм²; W_b – скорость теплоносителя, фут/с.

При расчете T_3 по формуле (5) значения входящих в нее параметров следует подставлять в британской системе единиц. Эта формула справедлива в следующих интервалах параметров недогретой воды и для следующих геометрических характеристик: геометрия – труба круглого сечения, каналы прямоугольного и кольцевого сечения; $p = 23...3000$ фунт/дюйм² (1,6...211 атм); $W_b = 4,0...54,0$ фут/с (1,22...16,5 м/с).

Температуру T_3 , обеспечивающую развитое пузырьковое кипение, можно определить также по плотности теплового потока q_3 [10]:

$$T_3 = 100 \left[1 + 6,5 \cdot 10^{-3} \left(\frac{10^{-6} q_3 r'}{\lambda_b T_s} \right)^{0,23} \left(\frac{r'}{c_b T_s} \right)^{0,9} \right]. \quad (6)$$

Расчет температуры водоохлаждаемой поверхности T_3 по приведенным формулам дает следующий результат: по формуле (5) $T_3 = 145$ °С; по формуле (6) $T_3 = 131$ °С.

Следует отметить хорошее совпадение результатов расчета по формулам (5) и (6), полученных различными авторами и определяющих зависимость T_3 от разных параметров. Расхождение не превышает 10%.

Как видим, для обеспечения развитого пузырькового кипения на водоохлаждаемой поверхности кристаллизатора ее температура должна быть не менее 130 °С. В реальных условиях непрерывно-циклического литья чугуна в стальной кристаллизатор значение температуры на этой поверхности составляет около 100 °С (см. рис. 1). Если температура поверхности иногда и превышает 100 °С, то это превышение составляет не более 10 °С и сохраняется в течение не более одной трети времени затвердевания отливки (продолжительности цикла). Кроме того, следует учитывать, что температура кипения воды повышается с увеличением давления. Например, при избыточном давлении в 1 атм температура кипения воды возрастает до 120 °С [1]. В системе охлаждения кристаллизатора, в том числе и в кольцевом канале, всегда имеет место избыточное давление воды, которое может составлять от десятых долей атмосферы до 1 атм и более. В связи с этим при непрерывно-циклическом литье чугуна в стальной кристаллизатор не обеспечиваются условия даже для частично пузырькового кипения на водоохлаждаемой поверхности, а тем более для развитого.

При литье чугуна в медный кристаллизатор средняя температура водоохлаждаемой поверхности составляет более 130 °С (см. рис. 2), т. е. на этой поверхности имеет место развитое пузырьковое кипение.

Приведенную методику можно использовать для приблизительной оценки условий теплоотдачи от водоохлаждаемой поверхности кристаллизатора к охлаждающей среде. В реальных условиях непрерывно-циклического литья чугуна колебания плотности теплового потока $q_3(\tau)$ на водоохлаждаемой поверхности имеют, как правило, значительную величину и пользование средними значениями \bar{q}_3 , $\bar{\alpha}_3$ может привести к существенным погрешностям. В связи с этим анализ условий теплообмена необходи-

мо проводить с учетом пульсирующего характера изменения температуры стенки кристаллизатора и плотности теплового потока на его поверхностях. Изменение $q_3(\tau)$ в течение цикла определяли по формулам, полученным с использованием гармонического анализа [11] либо по формуле

$$q_3(\tau) = \frac{\lambda_2[\theta_2(\tau) - \theta_1(\tau)]}{X_2 \left(1 - \frac{X_2}{2R_2}\right)} + \frac{X_2 \lambda_2}{2a_2 \left(1 - \frac{X_2}{2R_2}\right)} \frac{d\theta_2(\tau)}{dt},$$

где λ_2 , a_2 — коэффициенты соответственно теплопроводности и температуропроводности материала кристаллизатора; $\theta_1(\tau) = T(R_1; \tau)$, $\theta_2(\tau) = T(R_2; \tau)$ — измеренные температуры; R_1 , R_2 — радиусы установки термодпар соответственно вблизи рабочей и водоохлаждаемой поверхностей.

Формула получена путем решения обратной нестационарной задачи теплопроводности по показаниям термодатчиков, установленных вблизи рабочей и охлаждаемой поверхностей.

Например, при колебании плотности теплового потока в течение цикла от $4,6 \cdot 10^5$ до $7,2 \cdot 10^5$ Вт/м² изменение $\alpha_3(\tau)$ происходит в пределах от $10,9 \cdot 10^3$ до $13,2 \cdot 10^3$ Вт/(м²·К) (рис. 3). При литье в медный кристаллизатор изменения $\alpha_3(\tau)$ в течение цикла происходят в значительно больших пределах. Разность между максимальным и минимальным значениями $\alpha_3(\tau)$ может составлять более $100 \cdot 10^3$ Вт/(м²·К).

Таким образом, при циклических тепловых воздействиях на внутреннюю поверхность кристаллизатора теплоотдача от водоохлаждаемой поверхности к охлаждающей среде имеет пульсирующий характер, соответствующий изменению плотности теплового потока, и при НЦЛН чугуна в стальной кристаллизатор теплообмен осуществляется практически только в режиме вынужденной конвекции, а при литье в медный кристаллизатор — в режиме пузырькового кипения.

Полученные результаты позволяют наметить пути управления процессом теплообмена с целью оптимизации тепловых условий работы кристаллизатора и интенсивности теплоотвода от затвердевающей отливки.

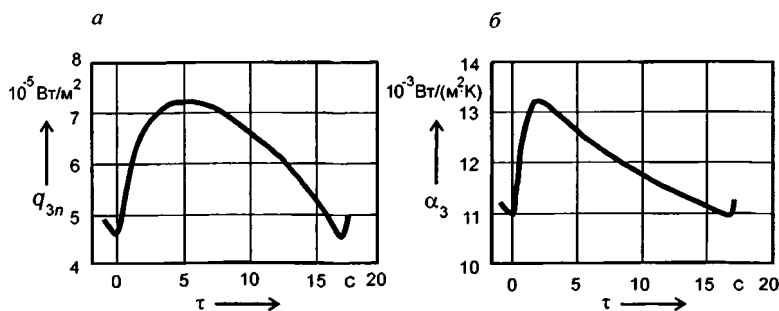


Рис. 3. Изменение плотности теплового потока (а) и коэффициента теплоотдачи (б) на водоохлаждаемой поверхности стального кристаллизатора в течение одного цикла

ЛИТЕРАТУРА

1. *Михеев М.А., Михеева И.М.* Основы теплопередачи. М.: Энергия, 1977. 344 с.
2. *Тонг Л.* Теплоотдача при кипении и двухфазное течение. М.: Мир, 1969. 344 с.
3. *Юдаев Б.Н.* Теплопередача. М.: Высш. шк., 1973. 360 с.
4. *Кутателадзе С.С.* Основы теории теплообмена. М.: Атомиздат, 1979. 415 с.
5. *Теплотехника / В.Н. Луканин, М.Г. Шатров, Г.М. Камфер и др.* М.: Высш. шк., 2000. 671 с.
6. *Стерман Л.С.* К теории теплообмена при кипении в трубах // ЖТФ. Т. 24. Вып. 2, 1954. С. 250 – 257.
7. *Вейник А.И.* Техническая термодинамика и основы теплопередачи. М.: Металлургия, 1965. 375 с.
8. *Непрерывное литье чугуна / О.А. Баранов, Б.Г. Ветров, В.Б. Поль и др.* М.: Металлургия, 1968. 336 с.
9. *Bernath L. A.* Theory of Local-Boiling Burnout and Its Application to Existing Data, Chem., Eng. Progr. Ser. 1960. V. 56, № 30. P. 95 – 116.
10. *Аладьев И.Т., Доданов И.Д., Удалов В.С.* Конвективный и лучистый теплообмен / Под ред. М.А. Михеева. М.: АН СССР, 1960. С. 79 – 96.
11. *Непрерывное литье намораживанием // В.Ф. Бевза, Е.И. Марукович, З.Д. Павленко, В.И. Туров.* Мн.: Наука и техника, 1979. 208 с.

УДК 669.18.046

Э.Ф. БАРАНОВСКИЙ, канд. техн. наук, **В.М. ИЛЬЮШЕНКО**, канд. техн. наук,
В.А. ПУМПУР, канд. техн. наук, **Ю.В. ПЕТРУНЯ** (ИТМ НАН Беларуси)

ИССЛЕДОВАНИЕ УСЛОВИЙ ОХЛАЖДЕНИЯ ПРИ ГОРИЗОНТАЛЬНОМ НЕПРЕРЫВНО-ШАГОВОМ ЛИТЬЕ ЦИНКОВОЙ ПОЛОСЫ

Для получения заготовок цинковых анодов под прокатку в ИТМ НАН Беларуси предложен процесс горизонтального непрерывно-шагового литья (ГНЛ) на металлический кристаллизатор с извлечением отливки с шагом t , соответствующим длине заготовки, необходимой для последующей прокатки [1]. Отличительная особенность процесса состоит в том, что время формирования отливки в неподвижном состоянии (стадия остановки) $\tau_{\text{ост}}$ много больше времени ее движения (стадия извлечения) $\tau_{\text{изв}}$. Применение водоохлаждаемого металлического кристаллизатора решает проблему получения достаточно длинных заготовок без отсечек, так как обычно используемый для горизонтального непрерывного литья графитовый кристаллизатор очень дорог, а время его эксплуатации невелико.

С целью разработки рабочих режимов литья заготовок на этапе проектирования одной из важнейших задач является определение такой конструкции литейной машины, которая обеспечивала бы надлежащие условия теплообмена и питания отливки в течение всего процесса ее формирования. Для решения данной задачи необходимо определить эффективные

условия охлаждения кристаллизатора, а также условия охлаждения отливки после ее извлечения из кристаллизатора (на стадии вторичного охлаждения). Для решения этих и других задач теплообмена разработан пакет программ [1], позволяющий осуществить численное решение задачи затвердевания и охлаждения отливки на основе двухмерной математической модели процесса теплообмена. Пакет программ дает возможность:

1) определять температурные поля в отливке, кристаллизаторе, соединительном стекле, питателе и металлоприемнике на всех стадиях формирования слитка;

2) учитывать теплообмен на стадии извлечения отливки, т. е. во время ее движения;

3) определять глубину жидкой лунки в осевом сечении отливки на всех стадиях ее формирования;

4) определять толщину затвердевшей корки вдоль отливки в осевом сечении;

5) определять доли жидкой и твердой фаз в объеме отливки;

6) оценивать возможность образования раковины на стадии вторичного охлаждения.

Решение задачи формирования отливки при горизонтальном непрерывно-шаговом литье для каждого цикла вытяжки осуществлялось в два этапа. На первом этапе решались две задачи – затвердевания отливки в кристаллизаторе и охлаждения уже извлеченной отливки, на втором этапе – задача затвердевания и охлаждения отливки в процессе ее извлечения из кристаллизатора.

Расчеты выполнялись для отливки длиной 360 мм и толщиной 16 мм, затвердевающей в кристаллизаторе длиной 490 мм. В качестве базового был принят вариант расчета при следующих начальных значениях факторов: продолжительность остановки слитка в кристаллизаторе $\tau_{ост} = 20$ с, время извлечения слитка $\tau_{изв} = 3$ с, значение коэффициента контактного теплообмена между отливкой и рабочей поверхностью кристаллизатора $\alpha_k = 2000$ Вт/(м²·К) [2], значение коэффициента теплообмена кристаллизатора с водой $\alpha_{к.в} = 2000$ Вт/(м²·К), значение коэффициента теплообмена отливки с водой на стадии вторичного охлаждения принималось равным 2000 Вт/(м²·К).

Как показали предварительные расчеты [1], процесс формирования отливки при постоянных условиях теплообмена на рабочей и водоохлаждаемой поверхности кристаллизатора выходит на квазистационарный режим на седьмом-восьмом цикле вытяжки. В это время температура рабочей поверхности кристаллизатора достигает некоторой верхней границы, а жидкая лунка в осевом сечении отливки может выйти за пределы кристаллизатора. В результате при неудовлетворительных условиях охлаждения слитка возможно как образование раковины в нем, так и разрыв слитка на стадии вторичного охлаждения вследствие подплавления корки изнутри (рис. 1). В связи с этим исследовалось влияние интенсивности охлаждения кристаллизатора водой $\alpha_{к.в}$, протяженности зоны вторичного водяного охлаждения отливки z и его интенсивности $\alpha_{о.в}$ на изменение доли твердой

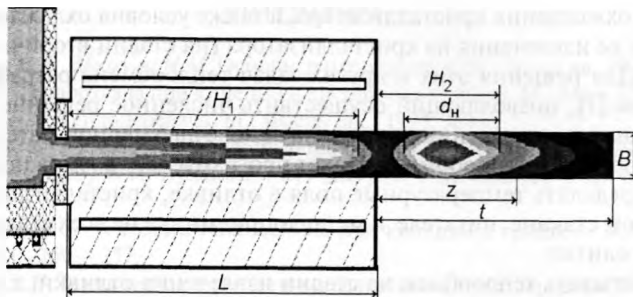


Рис. 1. Выход жидкой лунки за пределы кристаллизатора и образование раковины (t – шаг вытяжки; L – длина кристаллизатора; B – толщина отливки; H_1 – глубина жидкой лунки на стадии затвердевания; H_2 – глубина жидкой лунки на стадии вторичного охлаждения отливки; d_n – ширина раковины; z – длина зоны водяного охлаждения)

фазы Ψ в объеме отливки и глубины жидкой лунки в осевом сечении отливки на стадии затвердевания H_1 и на стадии вторичного охлаждения H_2 , а также на развитие раковины в отливке. Контроль за развитием раковины на стадии вторичного охлаждения проводили на основе анализа изменения ее ширины d_n в осевом сечении.

В табл. 1 представлены некоторые результаты численных экспериментов: доля твердой фазы и глубина жидкой лунки в отливке в начале затвердевания в кристаллизаторе и перед ее извлечением (Ψ_1 и H_1 соответственно); доля твердой фазы и глубина жидкой лунки в извлеченной отливке в начале и в конце стадии вторичного охлаждения (Ψ_2 и H_2) в те же моменты времени. В последнем столбце приведены результаты анализа изменения жидкого ядра отливки на стадии вторичного охлаждения. Значение коэффициента теплообмена $\alpha_{0,в}$, равное $10 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$, соответствует теплообмену поверхности слитка с воздухом, а в остальных случаях – с водой.

Таблица 1

Результаты численных исследований влияния условий охлаждения

$\alpha_{0,в}$, Вт/(м ² ·К)	$\alpha_{0,в}$, Вт/(м ² ·К)	z, мм	В начале стадии затвердевания			Перед извлечением отливки			Наличие дефектов
			Ψ_1 , %	Ψ_2 , %	H_1 , мм	Ψ_1 , %	Ψ_2 , %	H_1 , мм	
2000	10	0	16	56,3	162	58,4	60,1	363	Разрыв
5000	10	0	21,3	63,6	153	67,7	67,6	282	То же
2000	2000	100	16,3	79,6	159	58,4	96,2	363	«
5000	2000	100	21,6	89,5	148	67,7	100	282	Раковина
2000	5000	100	16,6	90,1	155	58,4	100	363	То же
5000	5000	100	21,8	98	138	67,7	100	282	–
2000	2000	200	16,3	88,9	153	58,4	100	363	–
5000	2000	200	21,6	96,1	108	67,7	100	282	–
2000	5000	200	16,6	98	68	58,4	100	363	–
2000	2000	300	16,3	88,9	153	58,4	100	363	–



Рис. 2. Изменение глубины лунки при различной интенсивности охлаждения кристаллизатора и отливки:

1 — H_1 ; 2 — H_2 ; — — — при $\alpha_{к.л} = 5000 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot ^\circ\text{C})$ и $\alpha_{о.в} = 10 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot ^\circ\text{C})$, $z = 100 \text{ мм}$; —◆— при $\alpha_{к.л} = 5000 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot ^\circ\text{C})$, $\alpha_{о.в} = 2000 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot ^\circ\text{C})$, $z = 100 \text{ мм}$; —▲— при $\alpha_{к.л} = 2000 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot ^\circ\text{C})$, $\alpha_{о.в} = 2000 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot ^\circ\text{C})$, $z = 100 \text{ мм}$

Как показали результаты расчетов, лунка глубиной H_1 в начале стадии остановки, т. е. сразу после извлечения очередной отливки и поступления расплава в полость кристаллизатора, выходит за его пределы во всех рассматриваемых случаях, а при вторичном охлаждении извлеченной отливки на воздухе лунка длиной H_2 достигает критических размеров (рис. 2), что в совокупности и приводит к подплавлению формирующейся отливки изнутри и ее разрыву. Раковина появляется в тех случаях, когда не обеспечивается направленное затвердевание отливки вдоль ее оси, в частности при охлаждении водой узкого «перешейка» вблизи кристаллизатора ($z = 100 \text{ мм}$) и недостаточном интенсивном теплоотводе от отливки на всех стадиях ее формирования.

По результатам проведенных численных исследований наилучшими можно считать условия литья при ширине зоны вторичного охлаждения не менее 200 мм, когда при любой (из выбранного диапазона) интенсивности охлаждения извлеченная отливка полностью затвердевает в зоне вторичного охлаждения, а доля твердой фазы Ψ_1 слитка в кристаллизаторе перед его извлечением составляет от 58 до 67%. Такого количества твердой фазы достаточно для обеспечения устойчивости процесса получения цинковой отливки.

Результаты настоящего исследования использованы при проектировании установки горизонтального непрерывно-шагового литья цинковой полосы толщиной 16 мм.

ЛИТЕРАТУРА

1. Численные исследования формирования цинковой полосы при горизонтальном непрерывно-шаговом литье / Э.Ф. Барановский, В.М. Ильюшенко, В.А. Пумпур, Ю.В. Петруня // Литье и металлургия. 2003. № 1. С. 106 — 109.
2. Барановский Э.Ф., Севастьянов П.В. Идентификация теплообмена при литье металлов и сплавов. Мн.: Наука и техника, 1989. 189 с.

М.И. КАРПЕНКО, канд. техн. наук (ГГТУ* им. П.О. Сухого),
Е.И.МАРУКОВИЧ, д-р техн. наук (ИТМ НАН Беларуси)

КОМПЛЕКСНО-ЛЕГИРОВАННЫЕ ЛИТЕЙНЫЕ СПЛАВЫ ДЛЯ ИЗНОСОСТОЙКИХ ДЕТАЛЕЙ

В настоящее время основными литейными высокоизносостойкими материалами для быстроизнашиваемых деталей дробилок, мельниц, смесителей, гидроциклонов, дымососов, насосов, экскаваторов, дорожно-строительных и других машин и механизмов являются сложнелегированные многокомпонентные сплавы на основе железа с большим разнообразием структурных составляющих и широким диапазоном технологических, механических и эксплуатационных свойств. Успехи в разработке основных принципов комплексного легирования и композиционного упрочнения Fe – C-сплавов значительно облегчили решение проблемы повышения надежности и долговечности быстроизнашиваемых деталей и оптимизации химических составов сложнелегированных сплавов для работы в условиях интенсивного изнашивания (абразивного, ударно-абразивного, абразивно-коррозионного, кавитационно-эрозионного, газо- и гидроабразивного).

Использование белых износостойких чугунов вместо высокомарганцевых и углеродистых литейных сталей позволило во многих случаях увеличить надежность и срок службы деталей, работающих в условиях абразивного и ударно-абразивного изнашивания в нейтральных средах. Абразивная стойкость комплексно-легированных чугунов ИЧХ12Ф3М, ИЧХ15Г3М, ИЧХ16МФТ и ИЧХ16Г2МТ выше, чем высокохромистых чугунов ИЧХ28Н2, ИЧХ30Г3, ИЧХ33Н3 и ИЧХ34, у которых недостаточно прочная ферритная металлическая основа с крупными карбидами типа $(Fe, Cr)_7C_3$ и $(Fe, Cr)_{23}C_6$ и микротвердость в среднем от 9700 до 13 800 МПа.

Абразивная стойкость сплавов с металлической основой из феррита, перлита и ферритокарбидных смесей обычно ниже, чем таких же сплавов с аустенитной, бейнитной или мартенситной структурой основы. Известно также, что сопротивление абразивному износу аустенитных сталей и сплавов зависит от того, как происходит воздействие абразивных частиц на изнашиваемую поверхность. Метастабильный остаточный аустенит белых чугунов и высокоуглеродистых сталей в результате воздействия абразивных частиц при изнашивании может превращаться в мартенсит деформации, резко повышая твердость, прочность и износостойкость поверхностного слоя.

Легирование чугуна доэвтектического состава с содержанием 2,1...3,1% С, 0,5...1,0% Si и 0,5...3,5% Mn хромом при содержании его 12...18% и други-

* Гомельский государственный технический университет.

ми карбидообразующими элементами (Mo, V, Ti и др.) при содержании от 1 до 5% и использование относительно недорогой термической обработки – нормализации с температур 950...1070 °С – позволяют получать в отливках однородную и прочную матрицу твердостью 60...66 HRC. Коэффициент абразивной износостойкости комплексно-легированных чугунов $K_a = 6,5...9,1$ (эталон – сталь 110Г13Л), в то время как твердость чугунов ИЧХ28Н2 и ИЧХ33Н3 превышает 49...53 HRC, а $K_a = 4,8...5,7$. Микротвердость их карбидов 15 000...29 000 МПа. Характеристики ударно-абразивной стойкости (УАС) и кавитационно-эрозионной стойкости (КЭС) чугунов низкие. Они в значительной степени определяются содержанием углерода и карбидообразующих элементов. Абразивно-коррозионная стойкость (АКС) высокохромистых сплавов в условиях изнашивания в средах с повышенной коррозионной активностью имеет высокие значения, но также зависит от содержания углерода и легирующих компонентов.

На рис. 1 показано влияние содержания углерода в литейном сплаве, содержащем, % (по массе): 11,8...13,0 Cr; 0,7...0,8 Si; 1,5...2,1 Mn; 1,2...1,5 V; 1,7...1,9 Mo; 0,2...0,3 Ni и 0,02...0,03 N на КЭС (кривая 1), АКС (кривая 2) и УАС (кривая 3). Содержание углерода изменялось от 0,02 до 3,8% (по массе).

При испытании сплавов на УАС по стандартной методике (ГОСТ 23.212–82) с использованием энергии удара в пределах от 1,5 до 2 Дж и в качестве абразивного материала электрокорунда марки 15А зернистостью 16П по ГОСТ 3647–80 установлено, что минимальный износ имеют сплавы с содержанием 2,3...3,6% С, а максимальный износ – стали с содержанием 0,02...0,85% С. Определение АКС на гидравлических и КЭС на кавитационно-эрозионных стендах с магнитострикционными вибраторами в водоугольных средах с температурой 10...30 °С показало, что увеличение концентрации углерода снижает эти характеристики и только низкоугле-

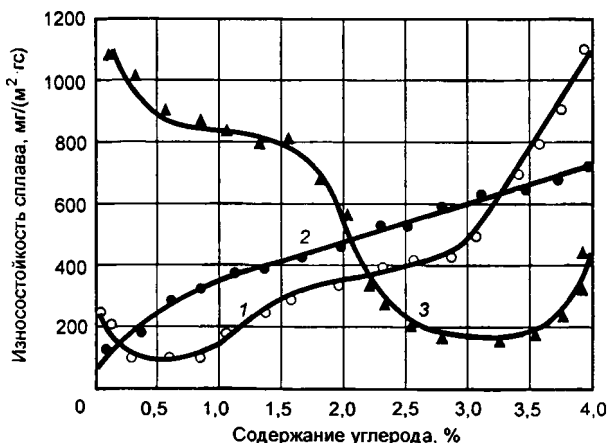


Рис. 1. Влияние содержания углерода на износостойкость литейного Fe–Cr–Si–Mn–Mo–V–Ni–C-сплава

родистые (до 0,1% С) стали обладают малой КЭС. Максимальная КЭС достигается при содержании 0,2...0,8% С.

С учетом принципов композиционного комплексного упрочнения эвтектических композиций апробирован ряд способов упрочнения Fe—Cr—Mn—Si—C-сплавов специальными карбидами типа Mo₂C, VC, TiC, B₂C, ZrC, (Cr, Mn, Fe)₂₃C₆ и др., а также металлоподобными соединениями типа Ni₃Ti, TiB₂, Cr₂B, MnN, CrSi₂, TiSi₂, TiN, Ni₃Al, AlN и другими нитридами, боридами и карбонитридами. Установлена возможность снижения содержания хрома до 4...10% в белых чугунах с повышенной УАС при использовании карбидов Mo₂C, VC, TiC и B₂C, а также при карбонитридном упрочнении. Повышенную УАС показал чугун ИЧХ7Ф6ГЗМ2ТА. Твердость отливок после закалки и отпуска составляет 62...67 HRC при хороших значениях прочности ($\sigma_B = 720...780$ МПа) и ударной вязкости (KCU = 35...52 Дж/см²).

Сплавы аустенитного класса также лучше сопротивляются КЭ и АК разрушениям, чем сплавы перлитного, ферритного и мартенситного классов, но на КЭС и АКС заметное влияние оказывают температура и коррозионная активность среды, твердость и количество абразивных частиц в потоках жидкостей и газов, давление, сила гидравлических ударов и т. д. В табл. 1 приведены характеристики структуры, КЭС, предела коррозионной усталости и других свойств ряда исследованных литейных сталей и сплавов.

Легирование сталей и сплавов, содержащих 10...33% Cr, марганцем в большей степени повышает их КЭС, чем дополнительное легирование никелем. Комплексно-легированные стали 07X21Г7Н5АЛ, 10X17Н10Г3МЛ

Таблица 1

Свойства литейных сталей и сплавов

Марка сплава	Структура матрицы	σ_B , МПа	KCU, Дж/см ²	Предел коррозионной усталости, МПа	Кавитационно-эрозийная стойкость, мг/(м ² ·гс)
20X13МЛ	М	650...750	52...65	160...175	181...195
12X18Н9ТЛ	А	550...630	91...105	210...225	155...170
110Г13Х2МЛ	А	720...800	190...230	145...155	175...183
30X10Г10МЛ	А+М (до 15%)	750...820	80...95	160...180	60...75
07X21Г7Н5АЛ	А	810...920	120...145	275...300	41...50
30X12Н3МФЛ	Б+М (до 30%)	730...830	70...81	175...190	172...180
ИЧХ33НЗ	Ф	450...580	23...35	190...210	120...135
ИЧХ16МФТ	А+М (до 20%)	650...720	31...42	155...170	142...155
130Г14ХМФЛ	А	910...990	95...115	141...152	171...180
40X24Н12СЛ	А+Ф (до 40%)	590...680	60...78	270...285	82...105
20X20Н14С2Л	А+Ф (до 30%)	560...650	45...62	275...290	88...112
10X17Н10Г3МЛ	А	590...700	95...110	310...330	49...67

и 30X10Г10МЛ показывали более высокую КЭС. В Fe—Cr—Ni—Mn-сплавах КЭС повышается введением 0,10...0,35% N и дополнительным микролегированием Ti, Al и B, что способствует образованию дисперсных интерметаллидов типа Ni₃Ti, Ni₃Al, Cr₂B, Fe₂B, Cr₂N, TiN, TiB₂, MnN и др. Увеличение содержания Si и C (соответственно 0,8% и 1,0%) значительно снижает КЭС. Образование дисилицидов в сплавах типа TiSi₂, VSi₂ и CrSi₂, обладающих низкими микротвердостью (8920...1500 МПа) и плотностью (4,13...5,0 г/см³), снижает износостойкость и КЭС.

Полученные результаты позволили разработать технологические процессы производства эффективных литейных триботехнических сплавов и композиций на Fe—Cr—Mn—Ni-основе с карбонитридными и другими интерметаллидными включениями с широким диапазоном механических и эксплуатационных свойств. Составы и свойства износостойких сталей и сплавов апробированы в производственных условиях при изготовлении быстроизнашиваемых деталей, работающих в условиях интенсивного механического, коррозионно-механического и кавитационно-эрозионного износа.

УДК 621.74.047

А.М. БОДЯКО, канд. техн. наук,
С.В. ГАЛАГАЕВ, канд. техн. наук (ИТМ НАН Беларуси)

АНАЛИЗ РАБОТЫ МЕТАЛЛОПРОВОДА ПРИ ПОЛУЧЕНИИ ЛИТЫХ ЗАГОТОВОК МЕТОДОМ НЕПРЕРЫВНО-ЦИКЛИЧЕСКОГО НАМОРАЖИВАНИЯ

Одной из основных причин остановки процесса непрерывно-циклического намораживания (НЦЛН) является снижение температуры расплава в металлопроводе ниже точки нулевой жидкотекучести и невозможность в связи с этим поступления металла в кристаллизатор. В [1, 2] изложена методика расчета теплового режима расплава в металлопроводе и поворотном ковше. Используем полученные результаты для анализа влияния геометрических размеров и массы отливок, а также начальной температуры расплава и особенностей заливочных устройств на тепловую работу металлопровода с точки зрения обеспечения стабильности процесса литья.

В настоящее время методом НЦЛН получают литые заготовки в широком диапазоне размеров и массы из высококачественных чугунов разных марок. В качестве изделий-представителей выберем заготовки ответственного назначения из серого специального чугуна, применяемые для изготовления гильз пневмокомпрессоров тракторов «Беларус» и гильз Д-245 для форсированных дизельных двигателей производства УП ММЗ, а также отливки из ЧШГ для получения уплотнительных колец турбокомпрессоров ТКР-11 и ТКР-8,5. Основные характеристики перечисленных отливок приведены в табл. 1.

Таблица 1

Характеристики отливок

Назначение литой заготовки	Наружный диаметр, мм	Толщина стенки, мм	Масса, кг	Степень эвтектичности (СЕ), %	Температура ликвидуса, °С
Кольца ТКР-11 и ТКР-8,5	33	9	1,4	3,7...4,2	1212...1157
Гильза пневмокомпрессора	86	12	4,3	3,7...4,0	1212...1180
Гильза Д-245	140	18	15,7	3,5...3,8	1234...1200

Металлопроводы, используемые для получения указанных литых заготовок, несколько различаются размерами конструктивных элементов (табл. 2), в частности длиной соединительного канала (определяется габаритными размерами кристаллизатора), глубиной и диаметром заливочной чаши, а также массой расплава в заполненной системе металлопровод – кристаллизатор.

Таблица 2

Размеры конструктивных элементов

Назначение отливки	Масса расплава в системе, кг	Размеры, мм					
		Заливочная чаша		Промежуточный канал		Соединительный стакан	
		Диаметр	Глубина	Диаметр	Глубина	Диаметр	Глубина
Кольца ТКР-11 и ТКР-8,5	15	100	140	35	700	30	80
Гильза пневмокомпрессора	28	120	160	35	700	30	100
Гильза Д-245	71	135	200	35	800	30	100

Рассмотрим наиболее характерные варианты технологии литья, включающие заливку как из обычного поворотного ковша, так и из подогреваемого дозатора, который обеспечивает поддержание заданной температуры металла. Основные режимные параметры процесса литья задаем на основании анализа экспериментальных данных. Так, средняя длительность первоначального заполнения металлопровода составляет 15 с при литье заготовок для уплотнительных колец (ТКР-11, ТКР-8,5), 25 с при литье заготовок гильз пневмокомпрессоров тракторов «Беларус» и 35 с для заготовок гильз двигателей Д-245. Среднее время намораживания указанных отливок составляет соответственно 7, 11 и 25 с. Из условий литейного участка ИТМ НАН Беларуси принимаем, что продолжительность перемещения ковшей с расплавом от плавильных печей ИСТ-0,16 к позиции заливки составляет 2 мин, а от печи ИСТ-0,24 – 1 мин. Длительность простоя первого ковша в ожидании разливки равна нулю, а для последующих ковшей составляет 1 мин, что необходимо для обеспечения смены ковшей без прерывания процесса литья. Для подготовки расплава при литье заготовок гильз используют две печи ИСТ-0,16 и одну печь ИСТ-0,24, а при получении заготовок для колец турбокомпрессоров – одну печь ИСТ-0,16. В результате для транспортирования и разливки расплава при литье заготовок гильз попеременно используются два ковша для 160...170 кг чугуна.

Повторное их заполнение производится через 3...4 мин после опорожнения, т. е. расплав в этом случае заливается уже в разогретый ковш. При получении заготовок для колец турбокомпрессоров заливка производится из одного ковша. В настоящее время на практике применяется металлопровод без подогрева; управление температурным режимом расплава в нем возможно только посредством изменения температуры металла в ковше к началу разливки, т. е. за счет выбора температуры выпуска расплава из печи и в определенной степени продолжительности транспортных операций.

Рассмотрим сначала некоторые варианты технологии литья заготовок гильз Д-245. Разливка в этом случае ведется с использованием трех ковшей (третий ковш — это разогретый первый ковш, используемый повторно). Процесс начинается с заливки в первый ковш 160 кг расплава из дальней печи ИСТ-0,16 и транспортирования его к линии литья намораживанием. С началом разливки из первого ковша производится выпуск металла во второй ковш из второй печи ИСТ-0,16. Этот ковш транспортируется на позицию разливки и устанавливается в исходную позицию для смены ковшей. По окончании разливки из первого ковша производится смена ковшей, а пустой первый ковш подается к печи ИСТ-0,24. Примерно за 2 мин до окончания разливки из второго ковша начинается выпуск расплава из печи ИСТ-0,24, а затем повторно заполненный первый ковш перемещается к позиции разливки. Расплав, оставшийся в печи ИСТ-0,24, доливаётся в разливочный ковш порциями по 40...50 кг с помощью ручных ковшей в процессе разливки. Такая система организации раздачи металла определяется особенностями взаимного расположения линии литья намораживанием и плавильных печей, а также линейным характером транспортного монорельса. Обеспечение непрерывности процесса литья в этих условиях определяется согласованием температуры выпуска расплава из печей с длительностью транспортных операций и простоев в ожидании смены ковшей.

Рассмотрим вариант, когда металл из всех печей выпускают при одной и той же температуре, равной 1480 °С. В этих условиях среднее время намораживания заготовок гильз Д-245 при разливке из первых двух ковшей составляет 25 с, а из третьего — 35 с. Расплав доливается в третий ковш (полагаем, что температура его при этом равна 1350 °С) тогда, когда в нем остается около 60 кг металла. Температурный режим расплава в ковше и металлопроводе для этого варианта представлен на рис. 1, где показана температура ликвидуса для нижней границы интервала углеродного эквивалента чугуна, используемого для получения данных литых заготовок. Видно, что наиболее сложная с точки зрения продолжения процесса литья ситуация складывается после намораживания первой отливки, а также последней, залитой из первого ковша, т. е. перед первой сменой ковшей. В то же время в начале разливки из третьего (предварительно подогретого) ковша наблюдается значительное повышение температуры расплава в металлопроводе.

Однако высокая температура расплава, поступающего в кристаллизатор, нежелательна с технологической точки зрения, так как ведет к разви-

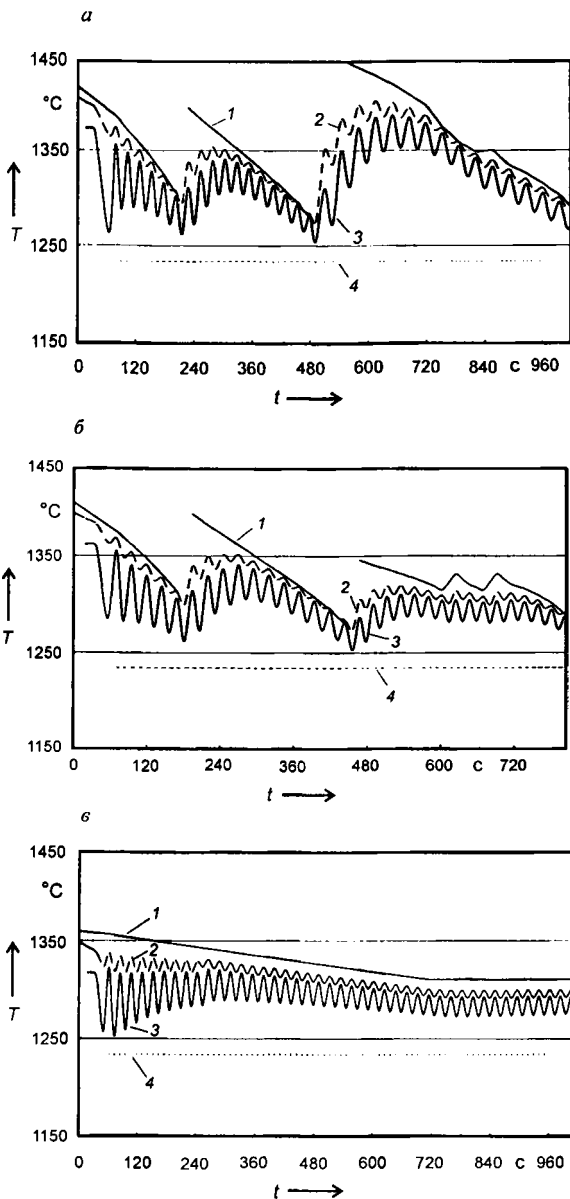
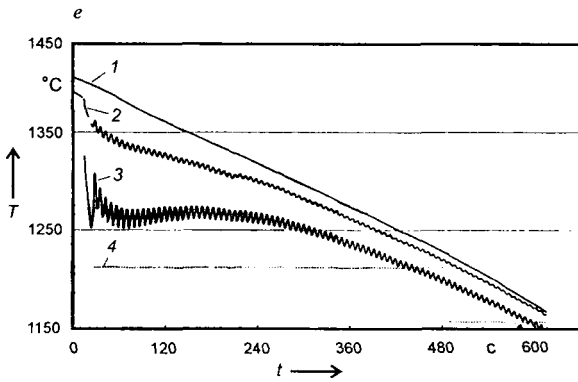
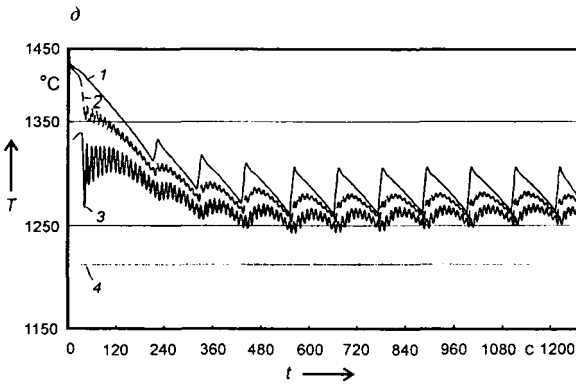
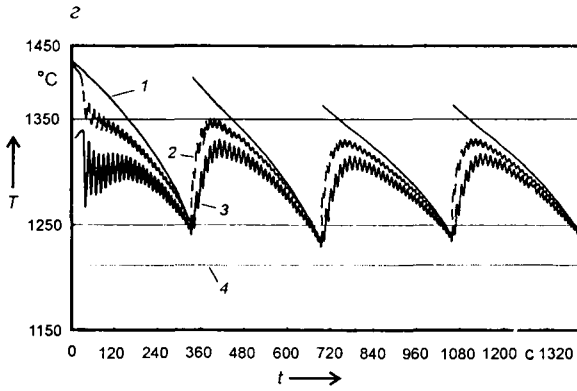


Рис. 1. Изменение температуры в процессе отливки:

a — для углеродного эквивалента чугуна; *б* — при снижении времени выдержки для первой отливки и температуры выпуска расплава из печи; *в* — при использовании обогреваемого дозатора; *г* — при предварительном подогреве третьего и четвертого ковшей; *д* — при использовании стационарного разливного ковша; *е* — при литье заготовок из ВЧШГ; 1 — температура расплава в ковше; 2 — в заливной чаше; 3 — в соединительном стакане; 4 — температура ликвидуса для чугуна соответствующего химического состава



тию процессов транскристаллизации, ухудшению структуры и прочностных характеристик гильз, а также снижает стойкость рабочей втулки кристаллизатора. Поэтому для улучшения параметров процесса литья и качества получаемых заготовок надо уменьшить время намораживания первой отливки, а также снизить температуру выпуска расплава из печи ИСТ-0,24 с учетом того, что ковш, который заполняется, уже разогрет. В этом случае первая отливка, извлекаемая из кристаллизатора в начале процесса НЦЛН, будет иметь недостаточную массу. Но если сразу после извлечения из кристаллизатора эту отливку поместить в плавильную печь, то ее металл с минимальными потерями будет использован для получения годной заготовки уже в процессе этой же разливки. На рис. 1, б показан температурный режим расплава в металлопроводе и ковше при снижении времени выдержки для первой отливки (20 с) и сниженной до 1370 °С температуре выпуска расплава из печи ИСТ-0,24. Видно, что положительное влияние уменьшения длительности намораживания первой отливки сохраняется на протяжении разливки из первого ковша, и смена ковшей в этом случае происходит при более высокой температуре расплава в металлопроводе. Для облегчения смены второго ковша можно либо повысить температуру выпуска расплава на 20 град, либо сократить суммарную длительность операций транспортирования и ожидания на 1 мин (с 3 до 2 мин), т. е. проводить смену второго и третьего ковшей более слаженно. Кроме того, соответствующий выбор температуры расплава при заполнении и последующем доливании третьего разливочного ковша позволяет выйти на квазистационарный режим, обеспечивающий поддержание практически постоянной температуры расплава, поступающего из металлопровода.

При использовании в качестве разливочного устройства обогреваемого дозатора возникает несколько иная ситуация. Согласно условиям обеспечения наилучших результатов по структуре и механическим свойствам литых заготовок, температура расплава в дозаторе на этапе установившегося процесса должна находиться в пределах 1320...1290 °С. Однако, как показало моделирование, начало процесса литья заготовок гильз Д-245 без предварительного подогрева металлопровода в данном случае невозможно. Температура расплава в соединительном стакане к концу намораживания первых пяти отливок понижалась бы до 1235...1200 °С, т. е. была бы ниже температуры нулевой жидкотекучести даже при условии уменьшения времени намораживания до минимально допустимого. Видимо, и при использовании обогреваемого дозатора начинать процесс разливки надо при перегретом до 1350...1370 °С расплаве с последующим снижением температуры до требуемого уровня после выхода на установившийся режим, т. е. после 10...12 мин от начала литья и извлечения 29...35 отливок (рис. 1, в). Применение обогреваемого дозатора открывает новые возможности в технологии литья методом НЦЛН, поскольку позволяет стабилизировать температуру выходящего из металлопровода расплава и, соответственно, режим намораживания. Это должно положительно сказаться на всех показателях качества литых заготовок.

Литые заготовки гильз пневмокомпрессоров трактора «Беларус» имеют почти в четыре раза меньшую массу и в два раза меньшее среднее время на-мороживания, чем аналогичные параметры для заготовок гильз двигателя Д-245. Кроме того, бо́льшая продолжительность разливки из каждого ковша позволяет провести расплавление и перегрев дополнительной порции шихты в печи ИСТ-0,24 в процессе разливки и, таким образом, разлить за одну кампанию четыре ковша по 160 кг расплава, что на 80 кг превышает суммарную вместимость плавильных агрегатов, установленных на литейном участке. В этом случае в первый ковш сливается металл из дальней печи ИСТ-0,16. В процессе его разливки из печи ИСТ-0,24 заполняется второй ковш. Сразу после его заполнения в печь ИСТ-0,24 догружается 80 кг шихты и начинается процесс ее плавления и перегрева. После опорожнения первый ковш подается ко второй печи ИСТ-0,16 и заполняется расплавом в процессе разливки второго ковша. После второй смены ковшей второй ковш перемещается к печи ИСТ-0,24 и заполняется подготовленным за это время расплавом. Таким образом, третий и четвертый ковши являются, по существу, предварительно подогретыми соответственно первым и вторым ковшами. На рис. 1, 2 показан тепловой режим металлопровода для данного варианта организации разливки при условии, что температура выпуска расплава в первый и второй ковши составляет 1480 °С, в третий – 1420 °С, в четвертый – 1400 °С. Видно, что такой режим разливки обеспечивает прохождение точки смены ковшей, так как температура расплава на выходе из металлопровода в этот момент более чем на 20 град превышает температуру ликвидуса. Однако использование сменных разливочных ковшей предопределяет существенную цикличность в температуре расплава, поступающего в кристаллизатор. В процессе разливки температура металла в разливочном ковше постепенно падает. Это падение сильнее, если ковш не был предварительно разогрет. С понижением температуры расплава, подаваемого в заливочную чашу металлопровода, неминуемо снижается и температура металла на выходе из него. Этот эффект усиливается на этапе прогрева самого металлопровода, т. е. в начале разливки. Но для рассмотренных выше отливок на этапе разливки из первого ковша вследствие достаточно высокого перегрева расплава и расходования значительной части металла на первоначальное заполнение металлопровода нет существенных проблем со стабильностью процесса НЦЛН.

Более сложная ситуация может возникнуть при разливке из второго ковша, поскольку длительность разливки больше, чем из первого (металлопровод уже заполнен), а ковш в условиях действующей технологии предварительно не разогревается. Поэтому температура выпуска расплава из печи при заполнении второго ковша должна быть не ниже 1480 °С, причем она должна быть согласована с длительностью операций транспортирования и простоем перед сменой ковшей. Однако даже надлежащий выбор параметров выпуска и транспортирования чугуна не позволяет избавиться от резкого повышения температуры расплава, поступающего

на выход металлопровода после смены ковшей. При литье заготовок гильз пневмокомпрессора максимум повышения температуры наступает после извлечения 5 – 7 отливок и достигает 80...90 °С. В результате условия формирования заготовок в процессе разливки существенно меняются и для получения отливок заданной массы необходимо корректировать время намораживания. Одним из путей решения этой проблемы может стать использование стационарного разливочного ковша, в который периодически доливаеся расплав из транспортных ковшей. Как было показано выше (см. рис. 1, б), этот метод позволяет обеспечить режим, близкий к квазистационарному, характерному для использования обогреваемого дозатора (см. рис. 1, в). Один из вариантов реализации этого решения при литье заготовок гильз пневмокомпрессора представлен на рис. 1, д. При этом все параметры начала разливки из первого ковша аналогичны приведенным ранее, а расплав доливаеся порциями по 45 кг, когда масса остатка в ковше достигает 60 кг. Температура доливаемого металла принята постоянной и равной 1360 °С. Такой вариант организации процесса разливки позволяет после двух операций доливания снизить амплитуду колебаний температуры расплава на выходе из металлопровода до 15 °С, т. е. в 5 – 6 раз по сравнению с разливкой из сменных ковшей вместимостью 160 кг. При этом среднее значение температуры расплава устанавливается на уровне 1250...1260 °С, что можно считать оптимальным для разливки методом НЦЛН. Однако в условиях литейного участка ИТМ НАН Беларуси такой вариант трудно осуществим из-за нерационального расположения имеющегося плавильного и технологического оборудования и особенностей транспортных путей.

На рис. 1, е показан тепловой режим металлопровода при литье заготовок из ВЧШГ для колец турбокомпрессоров. Как и прежде, температура выпуска расплава из печи была принята равной 1480 °С. Видно, что после намораживания первых пяти-шести отливок температура на выходе из металлопровода выходит на квазистационарный режим с постепенным уменьшением амплитуды циклических колебаний по мере прогрева его футеровки. Примерно после 4 мин литья и намораживания 31 – 33 отливок начинается снижение температуры расплава в выходном сечении канала металлопровода в связи с монотонным падением температуры в разливочном ковше. Если химический состав чугуна соответствует нижней границе интервала по углеродному эквиваленту, то процесс НЦЛН прекращается примерно через 7 мин разливки по причине невозможности перетекания расплава по каналам металлопровода. В результате будет получено 55 – 58 отливок, а в ковше останется около 75 кг расплава при температуре 1250...1260 °С. При этом перегрев над ликвидусом составляет около 45 °С, что позволяет использовать оставшийся расплав для получения отливок простой конфигурации. Если химический состав расплава соответствует верхней границе интервала, то возможно получение до 80 отливок. При этом в ковше останется примерно 50 кг расплава с перегревом над ликвидусом около 30 °С, что затрудняет его применение для получения годного литья.

Очевидно, что при литье заготовок для колец турбокомпрессоров даже предварительный подогрев металлопровода существенно не улучшил бы ситуацию, поскольку к моменту прекращения разливки разность температур расплава в ковше и на выходе из металлопровода уже не превышает 30...40 °С. Применить предварительный разогрев ковша в данной ситуации тоже нельзя, поскольку на его дно перед заливкой расплава помещается магнийсодержащий модификатор. Использовать метод доливания в данном случае сложно технологически, поскольку операцию сфероидизирующего модифицирования пришлось бы выполнять в ручном ковше при каждом выпуске расплава из печи. Таким образом, в данной ситуации разлить весь ковш методом НЦЛН не представляется возможным и остаток расплава ВЧШГ используется для получения литьем в кокиль заготовок другой номенклатуры.

Одним из методов, облегчающих начало некоторых непрерывных процессов литья, является предварительный разогрев технологической оснастки. Однако в данном случае предварительный разогрев металлопровода технологически не оправдан и трудновыполним по причине наличия между заливочной чашей и соединительным каналом специального переходного элемента малого проходного сечения. Эта особенность конструкции не позволяет применять наиболее эффективный в данной ситуации пламенный разогрев со стороны внутренней поверхности каналов металлопровода. Разогрев же всей конструкции металлопровода невозможен по технологическим причинам. В определенной степени решением проблемы начала процесса НЦЛН представляется предварительный подогрев не металлопровода, а первого и второго заливочных ковшей перед их заполнением, поскольку именно темп падения температуры расплава в ковше в значительной степени определяет ее снижение и на выходе из металлопровода. Однако, как видно из рис. 1, перегрев металла в индукционной печи до 1480...1500 °С, необходимый для повышения качества выплавляемого чугуна, вполне обеспечивает начало процесса литья методом НЦЛН и без предварительного разогрева ковша или металлопровода.

Полученные при моделировании результаты полностью согласуются с опытом использования метода НЦЛН для получения литых заготовок широкой номенклатуры, что позволяет рекомендовать приведенную в [1, 2] методику для использования как при разработке новых, так и при отладке действующих технологических процессов непрерывно-циклического литья намораживанием.

ЛИТЕРАТУРА

1. Бодяко А.М., Галагаев С.В., Бевза В.Ф. Расчет температурного режима металлопровода при литье методом непрерывно-циклического намораживания (НЦЛН) // Литье и металлургия. 2002. № 4. С. 89 – 95.
2. Галагаев С.В., Бодяко А.М. Расчет температурного режима расплава в заливочном ковше // Литье и металлургия. 2003. № 2. С. 34 – 38.

А.М. БОДЯКО, канд. техн. наук, С.В. ГАЛАГАЕВ, канд. техн. наук,
И.А. МЕЛЬНИКОВ (ИТМ НАН Беларуси),
В.А. СОКОЛОВСКИЙ (БЗА*)

РАСЧЕТ ТЕПЛОВЫХ И ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЦИЛИНДРОВ ПНЕВМОКОМПРЕССОРОВ

На Борисовском заводе агрегатов при организации производства пневмокомпрессоров с воздушным охлаждением для тракторов «Беларус» взамен получаемых ранее по импорту из Украины одним из самых острых был вопрос производства цилиндров. Компрессоры, производимые в Украине, комплектовались чугунными ребристыми цилиндрами. В целях повышения износостойкости и эффективности охлаждения было принято решение о создании конструкции биметаллического цилиндра, состоящего из износостойкой чугунной втулки, получаемой методом литья намораживанием, и ребристой алюминиевой рубашки, заливаемой на чугунную вставку под давлением. Для выбора конструктивных параметров биметаллического цилиндра выполняли расчет прочностных и тепловых характеристик. Из анализа напряженного состояния стенки биметаллического цилиндра очевидно, что при охлаждении в алюминиевой рубашке возникают растягивающие напряжения, а в чугунной втулке — сжимающие. Это приводит к формированию остаточных напряжений. Кроме того, в стенках цилиндра возникают напряжения от начальной затяжки болтов и внутреннего давления, создаваемого компрессором.

Рассмотрим развитие остаточных напряжений в биметаллическом цилиндре. Для этого, используя модель Н.В. Калакуцкого, составим баланс деформаций для алюминиевой рубашки сечением f и чугунной втулки сечением F на этапе охлаждения после заливки алюминиевым сплавом:

$$\alpha_f(T_0 - T_f) + \frac{1}{E}[\sigma_{\mathcal{F}} - \mu(\sigma_{\mathcal{F}} + \sigma_{\mathcal{F}})] = \alpha_F(T_0 - T_F) + \frac{1}{2E}[\sigma_{rF} - \mu(\sigma_{rF} + \sigma_{xF})]; \quad (1)$$

$$\alpha_f(T_0 - T_f) + \frac{1}{E}[\sigma_{\mathcal{F}} - \mu(\sigma_{\mathcal{F}} + \sigma_{\mathcal{F}})] = \alpha_F(T_0 - T_F) + \frac{1}{2E}[\sigma_{rF} - \mu(\sigma_{rF} + \sigma_{xF})]; \quad (2)$$

$$\alpha_f(T_0 - T_f) + \frac{1}{E}[\sigma_{\mathcal{F}} - \mu(\sigma_{\mathcal{F}} + \sigma_{\mathcal{F}})] = \alpha_F(T_0 - T_F) + \frac{1}{2E}[\sigma_{xF} - \mu(\sigma_{rF} + \sigma_{rF})], \quad (3)$$

где α_f, α_F — коэффициенты усадки соответственно твердого алюминия и чугуна; μ — коэффициент Пуассона; T_0 — некоторая начальная температура, в качестве которой можно принять температуру перехода алюминиевого сплава из пластического состояния в упругое; T_f, T_F — средние температу-

* Борисовский завод агрегатов.

ры соответственно алюминиевой и чугунной стенок к некоторому моменту времени; $E = E_{Al} = E_{ч}/2$ — модуль упругости; $\sigma_{rf}, \sigma_{ff}, \sigma_{xf}$ и $\sigma_{rF}, \sigma_{iF}, \sigma_{xF}$ — температурные напряжения в алюминиевой рубашке и чугунной втулке.

Ввиду равновесия сил

$$\sigma_{rf}f = \sigma_{rF}F; \sigma_{ff}f = \sigma_{iF}F; \sigma_{xf}f = \sigma_{xF}F, \quad (4)$$

откуда

$$\sigma_{rF} = \frac{\sigma_{rf}f}{F}; \sigma_{iF} = \frac{\sigma_{ff}f}{F}; \sigma_{xF} = \frac{\sigma_{xf}f}{F}; \quad (5)$$

$$\sigma_{rf} = \frac{\sigma_{rF}F}{f}; \sigma_{ff} = \frac{\sigma_{iF}F}{f}; \sigma_{xf} = \frac{\sigma_{xF}F}{f}. \quad (6)$$

Из уравнений (1) – (3) при условии $\sigma_{rf} = \sigma_{ff} = \sigma_{xf}$ с учетом (4) – (6) получаем:

$$\sigma_{rf} = \sigma_{ff} = \sigma_{xf} = \frac{E[\alpha_F(T_0 - T_F) - \alpha_f(T_0 - T_f)]}{[1 - f/(2F)](1 - 2\mu)}; \quad (7)$$

$$\sigma_{rF} = \sigma_{iF} = \sigma_{xF} = -\frac{E[\alpha_f(T_0 - T_f) - \alpha_F(T_0 - T_F)]}{(1 - 2F/f)(1 - 2\mu)}. \quad (8)$$

Абсолютное значение напряжений будет тем больше, чем больше разница сечений алюминиевой рубашки и чугунной втулки и соответственно температур.

Выражения (7) и (8) можно использовать и для оценки уровня остаточных напряжений, сформировавшихся в биметаллическом цилиндре к моменту окончания охлаждения, когда температуры чугунной вставки и рубашки охлаждения станут равными температуре окружающей среды, т. е. $T_F = T_f = T_{о.с}$. Тогда (7) и (8) будут иметь вид:

$$\sigma_{rf} = \sigma_{ff} = \sigma_{xf} = \frac{E(T_0 - T_{о.с})(\alpha_F - \alpha_f)}{(1 - f/2F)(1 - 2\mu)}; \quad (9)$$

$$\sigma_{rF} = \sigma_{iF} = \sigma_{xF} = \frac{E(\alpha_f - \alpha_F)(T_0 - T_{о.с})}{(1 - 2F/f)(1 - 2\mu)}. \quad (10)$$

Из выражений (9) и (10) видно, что наиболее опасные растягивающие напряжения возникают в алюминиевой рубашке. Разделив (9) на (10), получим

$$\frac{\sigma_{rf}}{\sigma_{rF}} = \frac{\sigma_{ff}}{\sigma_{iF}} = \frac{\sigma_{xf}}{\sigma_{xF}} = \frac{2F}{f}. \quad (11)$$

Из выражения (11) следует, что при равенстве площадей поперечных сечений остаточные напряжения в алюминиевой рубашке будут почти в два раза выше, чем в чугунной втулке. Поэтому толщина чугунной рабочей втулки должна быть минимальной.

Определим напряжения от воздействия рабочего давления в биметаллическом цилиндре пневмокомпрессора. Для этого воспользуемся формулами Ламе для толстостенного цилиндра. От внутреннего давления p в каждой точке цилиндра возникают окружные σ_t , радиальные σ_r и осевые σ_x напряжения, которые вычисляем по формулам:

$$\sigma_t = \frac{\rho R_1^2}{R_2^2 - R_1^2} \left(1 + \frac{R_2^2}{\rho^2} \right); \quad (12)$$

$$\sigma_r = \frac{\rho R_1^2}{R_2^2 - R_1^2} \left(1 - \frac{R_2^2}{\rho^2} \right);$$

$$\sigma_x = \frac{\rho R_1^2}{R_2^2 - R_1^2}, \quad (13)$$

где ρ — текущая координата.

Эпюры напряжений σ_t и σ_r имеют гиперболический характер, а эпюра σ_x постоянна по толщине цилиндра (рис. 1, б). Для монометаллического и биметаллического цилиндров эпюры имеют одинаковый характер, так как напряжение не зависит от свойств материала, а является лишь функцией внутреннего давления и геометрических размеров цилиндров. Очевидно, что наибольшие напряжения возникают в точках внутреннего контура. Произведя расчет по III теории прочности, получим

$$\sigma_{\text{экр}}^{\text{III}} = (\sigma_t - \sigma_r)_{\rho=R_1} = \frac{2\rho R_2^2}{R_2^2 - R_1^2} \leq [\sigma], \quad (14)$$

где $[\sigma]$ — допустимое напряжение алюминиевого сплава.

Так как внутренний радиус цилиндра известен по условиям, следующим из назначения конструкции, уравнение (14) удобно привести к виду, при котором искомой величиной является общая толщина стенки биметаллического цилиндра:

$$x = \left(\sqrt{\frac{[\sigma]}{[\sigma] - 2\rho}} - 1 \right) R_1. \quad (15)$$

Оценим силовое воздействие на цилиндр пневмокомпрессора от затяжки болтов. При начальной затяжке болтов на цилиндр действуют сжимающая продольная сила $N = zP$ и изгибающий момент $M = \frac{z}{2} PR_3$. Нормальные напряжения от действия продольной силы и изгибающего момента направлены по одной прямой и поэтому складываются алгебраически, т. е.

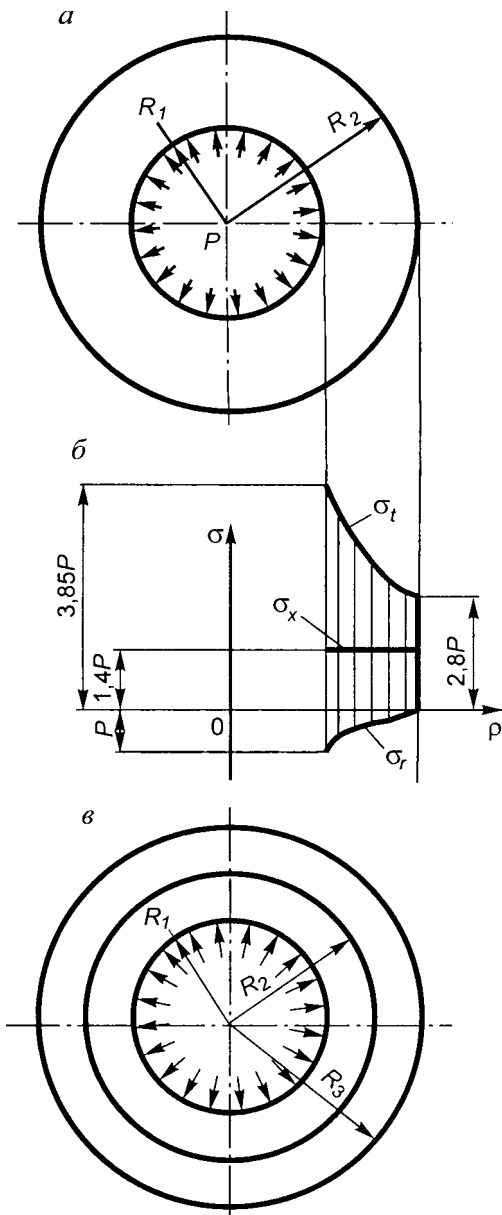


Рис. 1. Поперечное сечение и эпюры напряжений цилиндров:
 а – монометаллический цилиндр; б – эпюра окружного (σ_t), радиального (σ_r), осевого (σ_x) напряжений по толщине стенки цилиндра; в – биметаллический цилиндр

$$\sigma = \left| -\frac{N}{F_{\text{II}}} + \frac{M}{W_x} \right|, \quad (16)$$

где F_{II} – площадь поперечного сечения цилиндра: $F_{\text{II}} = \pi(R_3^2 - R_1^2)$; W_x – момент сопротивления поперечного сечения цилиндра: $W_x = \frac{\pi}{4}(R_3^3 - R_1^3)$.

Осевую, растягивающую болт, силу P , действующую после предварительной затяжки болтов, вычисляем по выражению

$$P = [k(1 - \lambda) + \lambda]P_0 = \frac{\pi}{z}[k(1 - \lambda) + \lambda]R_3^2 p, \quad (17)$$

где k – коэффициент затяжки болта; λ – коэффициент внешней нагрузки; z – число болтов.

При воздействии внутреннего давления, температуры и начальной затяжки болтов в стенках биметаллического цилиндра возникают нормальные напряжения. Так как напряжения в стенках цилиндра определяются несколькими внутренними силовыми факторами, создается сложное напряженное состояние.

Расчет эквивалентных напряжений ведем для алюминиевой рубашки как более нагруженный элемента конструкции, потому что для нее напряжения от воздействия рабочего давления в цилиндре и остаточные напряжения, возникающие в процессе охлаждения после литья, имеют одинаковый знак и суммируются, а для чугунной втулки они имеют разный знак и берется их разность.

При сложном напряженном состоянии векторы напряжений, лежащие на одной прямой, суммируются алгебраически, а находящиеся во взаимно перпендикулярных плоскостях складываются геометрически. Векторы окружных напряжений от давления и температуры расположены в горизонтальной плоскости, а векторы осевых напряжений от давления и температуры, а также вектор напряжения от усилия затяжки болта – в вертикальной плоскости, поэтому, согласно III теории прочности, определим эквивалентные напряжения по формуле

$$\sigma_{\text{эКВ}}^{\text{III}} = \sqrt{(\sigma_x + \sigma_{x_f} - \sigma)^2 + 4(\sigma_t + \sigma_{t_f})^2} \leq [\sigma]. \quad (18)$$

Подставив (9), (12), (13), (16), (17) в формулу (18), окончательно получим:

$$\sigma_{\text{эКВ}}^{\text{III}} = \left\{ \left[\frac{p([k(1 - \lambda) + \lambda](3R_3^4 + 3R_1R_3^3 - R_1^2R_3^2) + R_1^4 + R_1^3R_3 + R_1^2R_3^2)}{-4(R_3^3 - R_1^3)(R_3 + R_1)} + \frac{E[\alpha_F(T_0 - T_F) - \alpha_f(T_0 - T_f)]}{\left[1 - \frac{R_3^2 - R_2^2}{2(R_2^2 - R_1^2)}\right](1 - 2\mu)} \right] \right\} +$$

$$+4 \left\{ \frac{2pR_1^2}{R_3^2 - R_1^2} + \frac{E[\alpha_F(T_0 - T_F) - \alpha_f(T_0 - T_f)]}{\left[1 - \frac{R_3^2 - R_2^2}{2(R_2^2 - R_1^2)}\right](1 - 2\mu)} \right\}^{1/2} \leq [\sigma]. \quad (19)$$

С практической точки зрения запас прочности биметаллического цилиндра по эквивалентным напряжениям удобнее представить в виде коэффициента запаса прочности в зависимости от допустимых напряжений

$$n = [\sigma] / \sigma_{\text{экв}}^{\text{III}}. \quad (20)$$

Подставив в (15), (19), (20) значения величин при $T_0 = 550 \text{ K}$, $T_F = 293 \text{ K}$, $T_f = 293 \text{ K}$, $p = 0,6 \text{ МПа}$, $p_{\text{max}} = 30 \text{ МПа}$, $k = 3$, $\lambda = 0,5$, $\mu = 0,25$, $E = 0,7 \cdot 10^5 \text{ МПа}$, $\alpha_f = 20,8 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, $\alpha_F = 11,4 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, $\sigma_T = 180 \text{ МПа}$, $[\sigma] = 140 \text{ МПа}$, $R_1 = 36 \text{ мм}$ [1], получим толщину стенки $x = 11 \text{ мм}$. Эквивалентные напряжения к моменту охлаждения до температуры окружающей среды составят в биметаллическом цилиндре пневмокомпрессора $\sigma_{\text{экв}}^{\text{III}} = 114,15 \text{ МПа}$, коэффициент запаса прочности $n = 1,26$. Из технологических соображений принимаем $x_1 = 5 \text{ мм}$, а толщину алюминиевой рубашки $x_2 = 6 \text{ мм}$.

Определим значения эквивалентных напряжений и коэффициента запаса прочности цилиндра в рабочем состоянии и сравним их со значениями, полученными при оценке остаточных напряжений. Для этого рассмотрим теплопередачу через биметаллическую цилиндрическую стенку (рис. 2). Принимая во внимание, что температура T_1 на внутренней поверхности цилиндра изменяется циклически с достаточно высокой частотой (частота вращения коленчатого вала компрессора 1350 мин^{-1}), процесс теплопередачи через стенку гильзы можно считать квазистационарным. Амплиту-

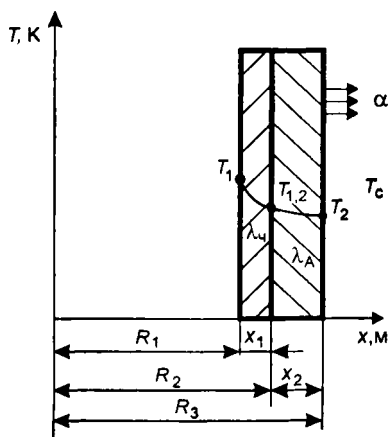


Рис. 2. Схема распределения температуры в биметаллической (чугун – алюминий) цилиндрической стенке

да колебаний температуры будет уменьшаться с удалением от внутренней поверхности стенки за счет теплоемкости ее материала. Поэтому для анализа теплообмена на охлаждаемой поверхности гильзы можно применять простые зависимости стационарной теплопроводности, а в качестве T_1 использовать среднее за цикл значение температуры.

При $T_1 = \text{const}$ интенсивность теплообмена можно приближенно определить по значению критерия Bi :

$$Bi = \alpha \left(\frac{x_1}{\lambda_{\text{ч}}} + \frac{x_3}{\lambda_3} + \frac{x_2}{\lambda_A} \right). \quad (21)$$

В условиях свободной конвекции в воздушной среде с учетом колебаний и вибрации принимаем коэффициент теплоотдачи $\alpha \approx 20 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$. Для чугуна гильзового состава при 100°C (что близко к средней температуре стенки гильзы пневмокомпрессора) принимаем $\lambda_{\text{ч}} = 38,8 \text{ Вт}/(\text{м} \cdot \text{К})$, а для алюминий-кремниевое сплава типа АЛ10 $\lambda_A = 155 \text{ Вт}/(\text{м} \cdot \text{К})$, для контактного слоя $\lambda_3 = 0,0248 \text{ Вт}/(\text{м} \cdot \text{К})$ [1]. Оребрение, существенно увеличивая эффективную поверхность охлаждения гильзы, соответственно увеличивает теплоотдачу в окружающую среду. В расчетах этот эффект можно достаточно просто учесть за счет соответствующего увеличения значения коэффициента теплоотдачи α . Оребрение цилиндра пневмокомпрессора (рис. 3) увеличивает площадь наружной поверхности примерно в 11 раз, поэтому принимаем $\alpha \approx 200 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$. Оценим предельное значение величины Bi для случая воздушного охлаждения без искусственной вентиляции. После подстановки численных значений в (21) получаем

$$Bi = 200 \left(\frac{5 \cdot 10^{-3}}{38,8} + \frac{0,01 \cdot 10^{-3}}{0,0248} + \frac{6 \cdot 10^{-3}}{155} \right) = 0,114, \quad Bi \ll 1.$$

Это значит, что на практике перепад температур между внутренней и внешней поверхностями цилиндра пневмокомпрессора незначителен при

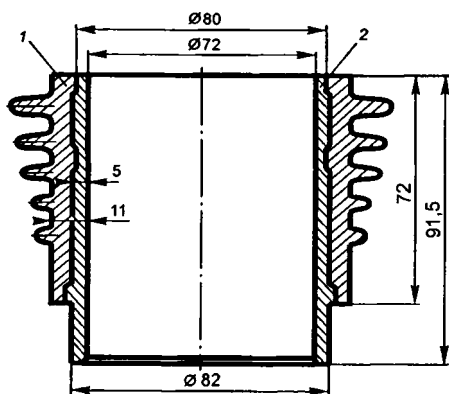


Рис. 3. Биметаллический цилиндр пневмокомпрессора трактора «Беларус»:

1 – алюминиевая рубашка; 2 – чугунная вставка

использовании как чугуна, так и сплава АЛ10. Плотность теплового потока, переданного через биметаллическую цилиндрическую стенку, для стационарного режима можно определить из уравнения [2]

$$q = \frac{T_1 - T_2}{\frac{x_1}{2\pi\lambda_{\text{ч}}} \ln\left(\frac{R_2}{R_1}\right) + \frac{x_3}{\lambda_3} + \frac{x_2}{2\pi\lambda_{\text{а}}} \ln\left(\frac{R_4}{R_2}\right)}, \quad (22)$$

где T_2 – температура наружной охлаждаемой поверхности; R_1, R_2 – внутренний и наружный радиусы гильзы цилиндра; R_4 – наружный радиус цилиндра; x_3 – толщина контактного слоя. (Контактный слой из-за малой толщины считаем плоским.)

Тепловой поток, определяемый по (22), отдается окружающей среде за счет конвекции:

$$q = \alpha(T_2 - T_c), \quad (23)$$

где T_c – температура окружающей среды.

Из равенства левых частей уравнений (22) и (23) имеем

$$\alpha(T_2 - T_c) = \frac{T_1 - T_2}{\frac{x_1}{2\pi\lambda_{\text{ч}}} \ln\left(\frac{R_2}{R_1}\right) + \frac{x_3}{\lambda_3} + \frac{x_2}{2\pi\lambda_{\text{А}}} \ln\left(\frac{R_4}{R_2}\right)},$$

откуда температура наружной стенки

$$T_2 = \frac{T_1 + \alpha T_c \left[\frac{x_1}{2\pi\lambda_{\text{ч}}} \ln\left(\frac{R_2}{R_1}\right) + \frac{x_3}{\lambda_3} + \frac{x_2}{2\pi\lambda_{\text{А}}} \ln\left(\frac{R_4}{R_2}\right) \right]}{\alpha \left[\frac{x_1}{2\pi\lambda_{\text{ч}}} \ln\left(\frac{R_2}{R_1}\right) + \frac{x_3}{\lambda_3} + \frac{x_2}{2\pi\lambda_{\text{А}}} \ln\left(\frac{R_4}{R_2}\right) \right] + 1}. \quad (24)$$

При исходных данных $T_1 = 80 + 273 = 353$ К и $T_c = 20 + 273 = 293$ К получим по формуле (24) $T_2 = 348,5$ К.

При исходных данных $T_0 = 550$ К, $T_F = 353$ К, $T_f = 348,5$, $p = 0,6$ МПа, $k = 3$, $\lambda = 0,5$, $\mu = 0,25$, $E = 0,7 \cdot 10^5$ МПа, $\alpha_f = 20,8 \cdot 10^{-6}$ К $^{-1}$, $\alpha_F = 11,4 \cdot 10^{-6}$ К $^{-1}$, $\sigma_T = 180$ МПа, $[\sigma] = 140$ МПа [3] получим, что эквивалентные напряжения биметаллического цилиндра пневмокомпрессора в рабочем состоянии равны $\sigma_{\text{эКВ}}^{\text{III}} = 87,5$ МПа. Коэффициент запаса прочности $n = 1,6$.

Таким образом, после выхода пневмокомпрессора на стационарный режим работы эквивалентные напряжения не превышают предел текучести алюминиевого сплава. Эквивалентные напряжения имеют максимальное значение в начальный момент работы пневмокомпрессора и постепенно уменьшаются по мере прогрева его стенки.

При разработке конструкции биметаллического цилиндра с целью его применения вместо чугунного на пневмокомпрессорах тракторов «Беларус» на основании проведенного анализа толщину стенки рабочей вставки

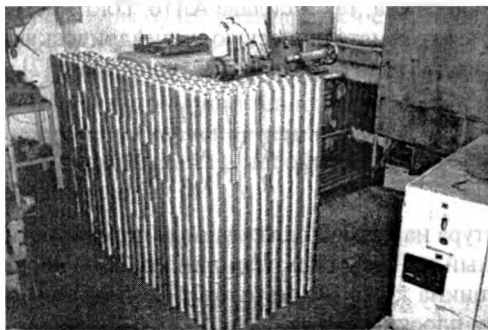


Рис. 4. Чугунные вставки для биметаллических цилиндров, полученных литьем намораживанием (участок механообработки ИТМ НАН Беларуси)

из чугуна гильзового состава приняли равной 5 мм, а алюминиевой рубашки — 6 мм, что обеспечило всей конструкции требуемую прочность, при которой эквивалентные рабочие напряжения в 1,6 раза меньше допустимых. Такая конструкция цилиндра более чем в 1,5 раза увеличивает эффективность его охлаждения по сравнению с применявшимися ранее чугунными [4]. Кроме того, использование рабочей втулки из серого специального чугуна, полученной литьем намораживанием, обеспечивает биметаллическому цилиндру значительно большую износостойкость и эксплуатационную долговечность по сравнению с монометаллическим чугунным, полученным литьем в песчано-глинистую форму по традиционной технологии. Производство литых заготовок для чугунных вставок биметаллических цилиндров (рис. 4) и их предварительная механическая обработка налажены на опытно-экспериментальной базе ИТМ НАН Беларуси. В целях повышения сцепляемости и увеличения площади контакта с алюминиевым сплавом наружную поверхность чугунных вставок при механической обработке выполняют профильной по типу скругленной резьбы. Предварительно обработанные чугунные вставки заливают сплавом АЛ10 на Минском моторном заводе на машинах литья под давлением. Чистовую расточку, хонингование цилиндров и сборку компрессоров производят на Борисовском заводе агрегатов (всего 3 – 4 тыс. компрессоров в месяц). За период эксплуатации пневмокомпрессоров (1998 г.) рекламаций по износостойкости, прочности и эффективности охлаждения не поступало.

ЛИТЕРАТУРА

1. Конструкционные материалы: Справочник / Б.Н. Арзамасов, В.А. Брострем, Н.А. Буше и др.; Под общ. ред. Б.Н. Арзамасова. М.: Машиностроение, 1990. 688 с.
2. Вейник А.И. Тепловые основы теории литья. М.: Машгиз, 1953. 384 с.
3. Промышленные алюминиевые сплавы / С.Г. Алиева, М.Б. Альтман, С.М. Амбарцумян и др. М.: Металлургия, 1984. 528 с.
4. Расчет эффективности охлаждения биметаллических гильз цилиндров / Г.А. Анинович, А.М. Бодяко, С.В. Галагаев и др. // Литье и металлургия. 2001. № 2. С. 21–24.

И.В. ЗЕМСКОВ, канд. техн. наук,
И.К. ФИЛАНОВИЧ, К.В. КОРОЛЕВ (БНТУ),
Г.П. ГОРЕЦКИЙ, канд. техн. наук (ФТИ* НАН Беларуси)

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ВОЛЬФРАМСОДЕРЖАЩИХ СТАЛЕЙ ДЛЯ ПРЕССОВОГО ИНСТРУМЕНТА

Повышение теплостойкости вольфрамсодержащих сталей, полученных в процессе рециклинга металлоотходов в литейных цехах машиностроительных предприятий путем переплава в индукционных печах и разливки на установках вертикального непрерывного литья, является актуальной задачей.

При разработке технологического процесса рециклинга вольфрамсодержащих сталей путем переплава использованного инструмента в качестве базового сплава выбрана наиболее широко применяемая для изготовления прессового инструмента сталь 5X3B3MFC (ДИ-23), содержащая 3,0...3,6% вольфрама. Разработаны составы экспериментальных вольфрамсодержащих сталей, по свойствам близкие к составам этой стали при более низком содержании вольфрама. В качестве шихтовых материалов при выплавке стали использовали отходы стали 5XHM, а легирующие добавки вводили с отходами стали P6M5 и ферросплавами. Составы опытных сталей приведены в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав опытных сплавов

Номер сплава	Химический состав, % (по массе)							
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	W
1	0,60	1,04	0,88	3,60	1,27	1,30	1,90	1,15
2	0,54	0,86	0,93	3,48	1,63	0,91	1,15	0,42
3	0,59	0,87	0,91	3,75	1,26	1,26	1,48	0,76
4	0,47	0,76	1,09	4,11	1,54	1,54	1,01	0,52

Сплавы заливали в кристаллизатор диаметром 100 мм на установке вертикального непрерывного литья. Из полученных заготовок изготавливали прошивники для опытно-промышленных испытаний. Вместе с заготовками заливали в сухую песчаную форму образцы диаметром 20 мм для отработки режимов термической обработки и определения механических свойств заготовок.

Микроструктуру опытных сплавов исследовали в литом состоянии, без термообработки, в отожженном состоянии, после закалки и отпуска и после испытания на термостойкость. На основании микроструктурного анализа разрабатывали режимы термической обработки опытных сплавов.

* Физико-технический институт.

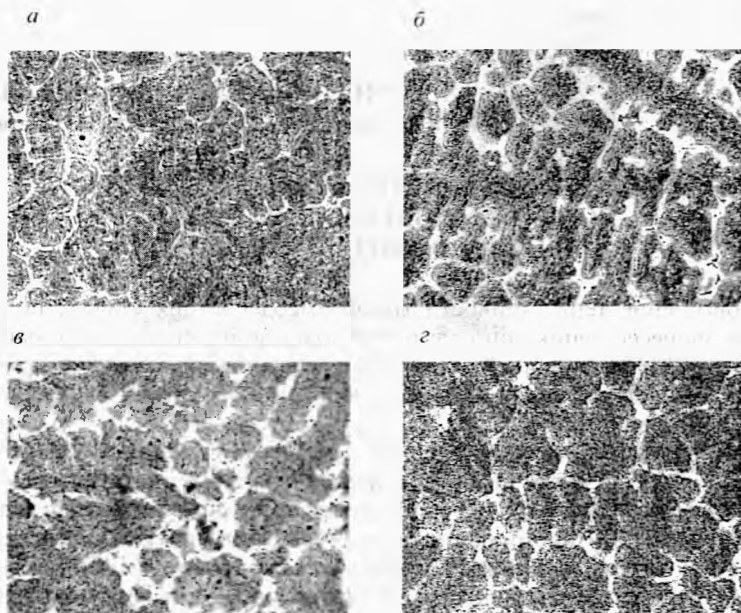


Рис. 1. Литое состояние ($\times 250$):

а – сплав № 1; *б* – сплав № 2; *в* – сплав № 3; *г* – сплав № 4

Исследования микроструктуры стали в литом состоянии без термической обработки показали, что их общей особенностью является ликвационная неоднородность в распределении легирующих элементов. Это фиксируется повышенной микротвердостью в междендритных областях. Микроструктуры (рис. 1) отличаются пониженной травимостью, соответствующим зонам с повышенным содержанием карбидообразующих элементов и состоят из троостомартенсита. Участки повышенной легированности (межосные участки) образуют своеобразный каркас, в котором заключены зоны (оси дендритов) с пониженным содержанием легирующих элементов. Кроме того, характерным для всех исследуемых сталей является наличие в междендритных участках крупных карбидных выделений. Все стали в литом состоянии имеют высокую твердость (53...57 HRC).

Из-за высокой устойчивости переохлажденного аустенита большие трудности вызывал подбор температуры для отжига заготовок с тем, чтобы снизить их твердость для последующей механической обработки.

По аналогии со сталями с повышенной и высокой теплостойкостью сплавы отжигали по ступенчатому режиму 880...900 °С и 750 °С, и они сохранили высокую твердость (порядка 40...45 HRC). Выдержка при температуре 600...650 °С и последующее охлаждение в печи приводит к снижению твердости до 25...34 HRC в зависимости от состава. Структура сплавов в отожженном состоянии показана на рис. 2. Сплав № 1 имеет основу, состоящую из зернистого перлита и небольшого количества избыточных кар-

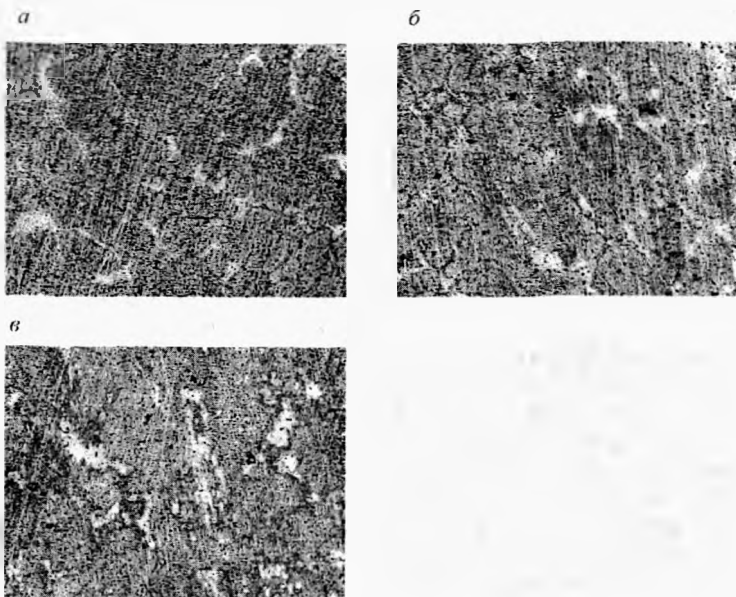


Рис. 2. Состояние после отжига ($\times 250$):

а – сплав № 1; *б* – сплав № 3; *в* – сплав № 4

бидов. Твердость сплава – 30 HRC. Сплавы № 3 и 4 имеют мелкодисперсный (сорбитообразный) перлит и первичные карбиды. Карбидов больше, чем в сплаве № 1, и выше твердость (32...34 HRC).

Температуру закалки теплостойких сталей выбирали из условий получения наибольшей твердости после закалки с охлаждением в масле при сохранении достаточно мелкого зерна (не более 9...10 балла), что обеспечивает лучшее сочетание эксплуатационных свойств.

Закалка опытных сплавов в связи со значительным легированием карбидообразующими элементами проводилась с температур 1100...1140 °С. И даже высокая температура закалки не устраняет неоднородность распределения легирующих элементов (рис. 3).

Структура участков, соответствующих осям дендритов, после закалки состоит из мартенсита, а междендритные зоны наряду с мартенситом и первичными карбидными выделениями содержат остаточный аустенит.

При закалке в твердый раствор не переходит и большая часть первичных карбидов, содержание которых определяется составом сплава и скоростью охлаждения соответствующих участков отливки при кристаллизации. На периферии непрерывнолитых заготовок они меньше, а в центре больше. Твердость сплавов после закалки с вышеуказанных температур в зависимости от состава имеет значение 50...56 HRC.

Отпуск опытных сталей проводился при температуре 610...620 °С на твердость 43...45 HRC. Последующий после закалки отпуск вызывал прев-

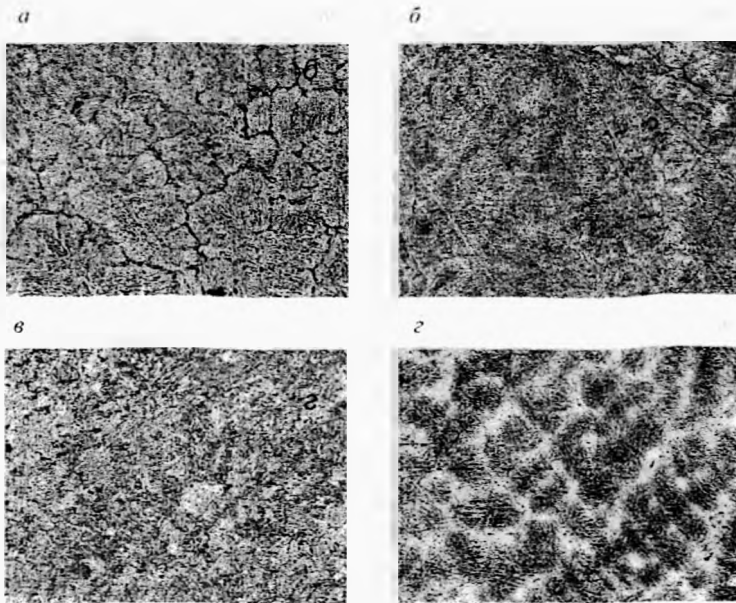


Рис. 3. Закаленное состояние ($\times 250$):

а – сплав № 1; *б* – сплав № 2; *в* – сплав № 3; *г* – сплав № 4

ращение мартенсита и остаточного аустенита и не влиял на фиксированную закалкой химическую неоднородность в распределении легирующих элементов. Для полного завершения превращения в междендритных участках требуется двойной отпуск.

Характерные микроструктуры некоторых из исследуемых сталей после окончательной термообработки на твердость 40...45 HRC показаны на рис. 4.

На основании изучения структурных и механических свойств (твердости) разработан режим термической обработки опытных сплавов, состоя-

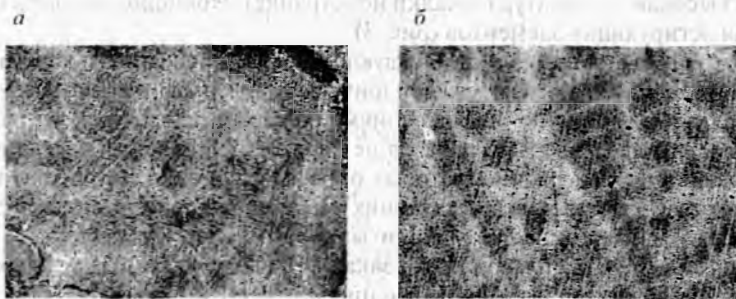


Рис. 4. Состояние после закалки и отпуск ($\times 250$):

а – сплав № 1; *б* – сплав № 2

ший из двух этапов. Первый этап – предварительная термическая обработка (отжиг): температура нагрева 500...600 °С, время выдержки 2,5 ч; температура нагрева 900 °С, время выдержки 6 ч; температура нагрева 600 °С, время выдержки 2 ч; охлаждение в печи до 200 °С со скоростью 70 °С/ч. Второй этап – окончательная термическая обработка (закалка): температура нагрева 580...600 °С, выдержка 2,5 ч; температура нагрева 800...850 °С, выдержка 2 ч; температура нагрева 1100...1140 °С, выдержка 2 ч; охлаждение в масле до 100...150 °С, затем охлаждение на воздухе до комнатной температуры; отпуск: температура нагрева 610 °С, выдержка 3 ч; охлаждение на воздухе до комнатной температуры.

Теплостойкость является одной из основных характеристик штамповых сталей для горячего деформирования и определяет не только кинетику изменения их прочностных свойств при эксплуатации, но и такие показатели, как износостойкость, сопротивление термической усталости (разгаростойкость). Для проведения испытаний на теплостойкость (теплостойкость) была использована методика [1] определения ее по температуре дополнительного теплового воздействия продолжительностью 4 ч, приводящего к снижению твердости до 40 (35) HRC. Эта методика отличается простотой и позволяет надежно дифференцировать штамповые стали для горячего деформирования по этому показателю и более четко оценивать влияние химического состава и других факторов на их сопротивление тепловому разупрочнению. Результаты исследования теплостойкости опытных сталей представлены в табл. 2.

Таблица 2

Теплостойкость опытных сталей

Номер сплава	Теплостойкость HRC ₀ при температуре испытаний, °С					
	400	450	500	550	600	650
1	42,6	47,2	43,2	41,7	41,5	34,3
2	46,8	40,9	44,9	41,8	40,2	29,8
3	41,3	43,7	41,3	40,5	39,5	32,7
4	41,8	44,5	42,9	43,1	42,7	32,6

Результаты испытаний на теплостойкость показывают, что все сплавы являются теплостойкими до температуры 600 °С, т. е. они относятся к сталям повышенной теплостойкости.

На рис. 5 показаны микроструктуры сплавов № 1 и 2 после испытания на термостойкость при 500 °С. Они имеют небольшие выделения свободных карбидов по границам зерен и основу, состоящую из отпущенного мартенсита. Микроструктуры сплавов № 1 и 3 после испытания на термостойкость при 650 °С представлены на рис. 6. Выдержка в течение 4 ч приводит к увеличению свободных карбидов по границам зерен и коалесценции перлита.

Испытания стойкости кузнечно-прессового инструмента (прошивников) из экспериментальных сталей в производственных условиях показали, что его стойкость составляет 900 штамповок при средней стойкости заводского инструмента 800 штамповок.

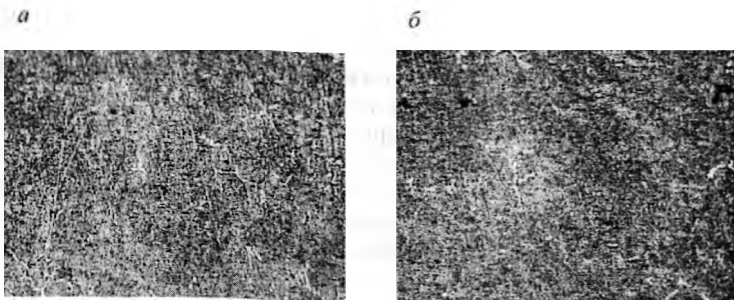


Рис. 5. Состояние после испытания на термостойкость при температуре 500 °С (×250):
a – сплав № 1; *б* – сплав № 2

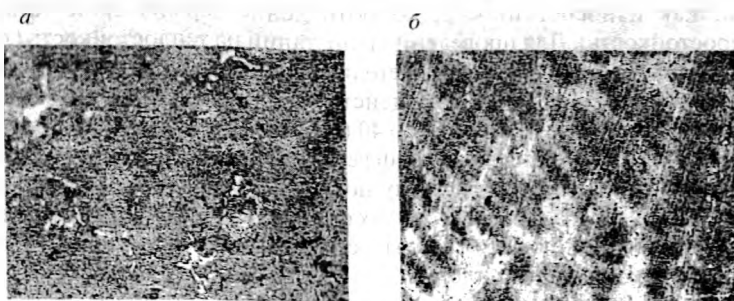


Рис. 6. Состояние после испытания на термостойкость при температуре 650 °С (×250):
a – сплав № 1; *б* – сплав № 3

Таким образом, разработанные экспериментальные вольфрамсодержащие стали по свойствам близки к стали 5ХЗВЗМФС (ДИ-23); при более низком содержании вольфрама они являются полноценным заменителем дорогостоящего проката.

ЛИТЕРАТУРА

1. Позняк Л.А., Скрынченко Ю.М., Тишаев С.И. Штамповые стали. М.: Металлургия. 1989. 244 с.

О КИНЕТИКЕ И ПАРАМЕТРАХ ПЕРЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА

Повышение температурной стабильности аморфных сплавов на основе Fe может расширить область их применения в качестве материалов износостойких покрытий, наносимых газотермическими методами на рабочие поверхности узлов прокатного оборудования.

Целью данной работы является доказательство возможности решения указанной проблемы механосинтезом и механоактивацией порошков системы Fe – Ni – Cr – B – Si – Mo – Co при их атриторной обработке (АО).

В развитие результатов работы [1] определено количество аморфной и кристаллических фаз (а также проведена их идентификация) при частичной перекристаллизации в процессе отжига аморфных сплавов, полученных: 1) закалкой из расплава с последующей механоактивацией при АО; 2) механохимическим синтезом в атриторе.

Методика и режимы закалки подробно описаны в [2], методика АО и выбор в качестве определяющего параметра процесса уровня аккумуляции материалом энергии деформационного воздействия (E_d) обоснованы в [3].

Идентификация отдельных кристаллических фаз, а также момента их зарождения при отжиге аморфного сплава осуществлялась методом рентгенофазового анализа. О нахождении сплава в рентгеноаморфном состоянии судили по слиянию максимумов дифракционных линий в диапазоне углов $2\theta = 15...60^\circ$ в сплошной непрерывный спектр – «гало». Зарождение и последующий рост при перекристаллизации отдельных кристаллических фаз сопровождался появлением их «гало» и ростом соответствующих пиков – максимумов дифракционных линий. Их принадлежность конкретной фазе определялась путем сопоставления с таблицами ASTM. Содержание конкретной фазы рассчитывалось как отношение площадей всех соответствующих ей пиков к суммарной площади всех проявившихся пиков и «гало». В табл. 1 приведены параметры дифракционных максимумов, выявленных в процессе рентгенофазового анализа отжигаемых аморфных сплавов, а также представлены виды идентифицированных фаз.

Кристаллические фазы и параметры дифракционных максимумов

Вид кристаллической фазы	$d, \text{Å}$	$2\theta, \text{град}$	I/I_0	hkl
Твердые растворы на основе α - и γ -Fe-Ni	4,24	20,94	60	—
	3,34	26,67	100	—
	2,88	31,04	80	—
	2,53	35,51	80	220
Fe-Cr (σ -фаза)	2,13	42,4	100	410
	2,06	43,8	80	330
	2,01	44,9	60	202
	1,96	46,2	80	420
	1,93	47,1	100	411
	1,88	48,5	80	331
Fe-Cr-Mo (γ -фаза)	2,46	36,5	50	311
	2,37	37,9	50	002
	2,16	41,8	50	330
	2,13	42,4	100	—
	2,11	42,9	50	202
	2,05	44,1	50	212
	2,01	45,0	100	411
	1,96	46,2	50	331
Fe ₂ B	3,61	24,6	7	110
	2,12	42,5	25	002
	2,01	45,0	100	121
FeSi	2,00	45,1	100	210
	1,83	49,7	48	211
Co ₂ B	3,53	25,1	6	110
	2,50	35,7	18	200
	1,97	45,7	100	211
Ni ₂ B	2,49	35,9	24	200
	1,97	45,8	100	211

Как и в работе [1], методом дифференциально-термического анализа с применением уравнения Киссингера определены параметры перекристаллизации сплавов (температура начала процесса T_v , интенсивность экзотермического эффекта ΔT , энергия активации E_a , показатель Джонсона — Мелла — Авраими) n в зависимости от аккумулируемой материалом при АО энергии деформационного воздействия. Результаты для сплавов системы Fe-Ni-Cr-B-Si-Mo-Co, полученных закалкой с АО и синтезом при АО, представлены в табл. 2.

Увеличение температурной стабильности сплавов (рост T_v , E_a , n) по мере аккумуляции энергии деформации при АО имеет место для всех сплавов независимо от методики изготовления аморфного материала. Тем не менее, начиная с момента изготовления (достижения степени исходной аморфизации порядка 85%) сплавы, полученные механосинтезом, обладали более высокой температурной стабильностью.

Деформационное воздействие на аморфный материал при АО вызывает переход от нестабильной структуры к метастабильной, разрушение части закалочных зародышей, нарушение ближнего порядка расположения атомов, существенное снижение коэффициентов диффузии элементов.

Таблица 2

Параметры перекристаллизации аморфных сплавов системы Fe – Ni – Cr – В – Si – Mo – Co

Метод получения	Время АО, ч	E_d АО, кДж/г	C_p , %	T_p , К	ΔT , град	E_d , кДж/моль	n
Закалка, $\Delta T/\Delta\tau = 4,0 \cdot 10^5 \text{K/c}$	0	—	82	755	220	322,4	2,31
	1	4,44	82	764	245	392,8	2,60
	1,5	7,83	86	776	285	418,6	2,66
	2	11,36	88	798	310	434,6	2,73
	4	21,68	96	818	370	520,7	2,96
	6	26,72	98	818	385	520,7	3,02
Синтез при АО, $\tau = 12 \text{ ч}$, $E_d = 52,8 \text{ кДж/г}$	0	—	85	798	234	456,8	2,44
	1	4,42	85	816	248	489,3	2,71
	1,5	7,65	90	824	276	554,4	2,86
	2	11,02	96	834	297	622,7	2,91
	4	21,54	100	846	326	678,3	3,05
	6	26,42	100	852	342	680,7	3,12

Эти факторы, снижая число зародышей новых фаз и скорость их роста, тормозят процесс кристаллизации.

Характер изменения параметров кристаллизации для сплавов после закалки с АО (сплав I) и сплавов после механосинтеза при АО (сплав II) аналогичен, однако абсолютный их прирост к моменту завершения АО более выражен для сплава II. Это обеспечивает ему большую температурную стабильность. Различия нельзя объяснить исключительно степенью аморфизации материала. Надо учесть особенности формирования центров кристаллизации и их роста. Кристаллизация аморфного материала идет в центрах, которыми являются присутствующие в аморфной матрице кластеры различных размеров, формирующиеся либо при высокоскоростной закалке, либо при механосинтезе. По своему химическому и топологическому ближнему порядку они отличны от кристаллизующихся метастабильных фаз, поэтому кристаллизация должна быть гетерогенной, а роль диффузии атомов достаточно велика.

Значение n растет от ~ 2 и стабилизируется на уровне ~ 3 . Это свидетельствует об образовании кристаллической фазы за счет роста первичных зародышей, радиус которых увеличивается с постоянной скоростью [1]. Частота же образования новых зародышей минимальна и не оказывает влияния на кинетику процесса. Значения n , близкие к 3, соответствуют эвтектической кристаллизации. Если они меньше — это означает выраженную направленность роста кристаллов. Переменные значения n свидетельствуют о наложении различных механизмов кристаллизации в зависимости от количества аккумулируемой сплавом энергии E_d . Возрастание n от 2 до 3 означает при гетерогенном механизме процесса переход от преимущественно поверхностных зародышей к преимущественно объемным.

Кинетика образования кристаллических фаз при отжиге аморфных сплавов системы Fe–Ni–Cr–В–Si–Mo–Co представлена в табл. 3. Приведенные в таблице результаты позволяют строить в координатах температура – время диаграммы кристаллизации сплавов, наглядно указывая области появления тех или иных фаз. Наложение на диаграмму кристаллизации

Кинетика изменения состава фаз при изотермическом отжиге сплава Fe – Ni – Cr – B – Si – Mo – Co после его закалки и АО

Условия изготовления и время АО; параметры кристаллизации	Время отжига, с	Фазовый состав, %							
		Аморфная фаза	Твердые растворы на основе α - и γ -Fe-Ni	Fe-Cr (σ -фаза)	Fe-Cr-Mo (γ -фаза)	Fe ₂ B	FeSi	Co ₂ B	Ni ₂ B
Закалка $\Delta T/\Delta \tau = 4,0 \cdot 10^3 \text{K/c}$, $\tau_a = 0$; $T_v = 755 \text{K}$, $E_a = 322,4 \text{кДж/моль}$, $n = 2,31$	0	82	18	—	—	—	—	—	—
	300	76	24	—	—	—	—	—	—
	600	64	30	3	2	1	—	—	—
	900	53	35	5	4	3	—	—	—
	1200	37	41	7	6	5	1	2	1
	1500	21	45	10	8	7	3	3	3
	1800	7	50	13	10	8	5	4	3
Закалка $\Delta T/\Delta \tau = 4,0 \cdot 10^3 \text{K/c}$, $\tau_a = 6 \text{ч}$; $T_v = 818 \text{K}$, $E_a = 520,7 \text{кДж/моль}$, $n = 3,02$	0	96	4	—	—	—	—	—	—
	300	94	6	—	—	—	—	—	—
	600	92	8	—	—	—	—	—	—
	900	87	13	—	—	—	—	—	—
	1200	80	17	2	1	—	—	—	—
	1500	57	28	6	4	3	—	—	2
	1800	39	33	8	7	5	2	3	3
Механохимический синтез и аморфизация в процессе АО, $\tau_a = 18 \text{ч}$; $T_v = 852 \text{K}$, $E_a = 680,7 \text{кДж/моль}$, $n = 3,12$	0	100	—	—	—	—	—	—	—
	300	98	2	—	—	—	—	—	—
	600	96	4	—	—	—	—	—	—
	900	92	8	—	—	—	—	—	—
	1200	88	10	2	—	—	—	—	—
	1500	74	19	5	2	—	—	—	—
	1800	52	32	9	4	2	—	—	1

графика термического цикла, характерного для конкретной технологической операции, позволяет оценить возможность сохранения сплавом при этой операции аморфного состояния или определить состав и количество образующихся кристаллических фаз.

Термическая стабильность аморфных сплавов определяется количеством присутствующей в них в форме первичной примеси кристаллической фазы (закалочных зародышей или остатка не вступивших в механосинтез дисперсий). При фиксированных режимах отжига (температура, время) степень перехода аморфный сплав → кристаллическая фаза (термическая стабильность аморфной составляющей) обусловлена энергией деформации, аккумулированной сплавом в процессе его АО при аморфизации остаточных кристаллов, снижением свободного объема системы, повышением степени равномерности распределения легирующих компонентов.

Полученный методом механосинтеза с последующей активирующей обработкой в атриторе порошковый материал с метастабильной аморфной структурой явился основой композиционных покрытий, нанесенных методом высокоскоростного газопламенного напыления на рабочие поверхности роликов для прокатки катанки диаметром 5,5 мм (металлокорд) в сортопрокатном цехе РУП БМЗ. Для стана 150 изготовлена опытно-промышленная партия роликов семи типоразмеров в количестве 2120 штук. Опытные прокатные ролики изготовлены из стали 30 с покрытиями рабочих поверхностей вышеуказанным сплавом с метастабильной аморфной структурой толщиной 0,5...0,6 мм.

Натурные испытания прокатных роликов свидетельствуют о том, что 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. 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 металлокорда.

Стоимость опытных деталей ниже по сравнению с базовым вариантом в 1,16 раза.

ЛИТЕРАТУРА

1. Горанский Г.Г. Особенности кристаллизации аморфных материалов на основе железа после атриторного диспергирования // Мат-лы междунар. науч.-техн. конф. «Потенциал науки – развитию промышленности». Мн.: БГПА, 2002. Т. 1. С. 69 – 74.
2. Верещагин М.Н., Горанский Г.Г., Голубцова Е.С. Взаимосвязь структуры и механических свойств аморфных сплавов на железной основе // Расплавы. 1999. № 4. С. 40 – 51.
3. Горанский Г.Г. О повышении при механоактивации температурной стабильности аморфных сплавов на основе железа // Металлургия, 2002. № 26. С. 119 – 124.

В.А. ЛУЦЕНКО, канд. техн. наук,
В.В. ПАРУСОВ, д-р техн. наук (ИЧМ* НАН Украины)

РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ АУСТЕНИТА В СТАЛИ 80 ПРИ ТЕМПЕРАТУРНО-ДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКЕ

Технологические свойства проката определяются закономерностями структурных и фазовых превращений в сталях (параметрами температурно-деформационной обработки) [1, 2].

В зависимости от условий проведения горячей деформации (варьирование температуры, степени, скорости деформации, времени последеформационной выдержки) может наблюдаться широкий спектр структурных состояний деформированного металла: от горяченаклепанного до статически рекристаллизованного. Эти структурные состояния, зафиксированные охлаждением, и определяют комплекс механических свойств металла при комнатной температуре, причем не только в случае сохранения однофазного состояния в процессе охлаждения, но и при фазовом превращении.

В работах [3–5] изучалось влияние температурно-деформационных параметров на величину аустенитного зерна в среднеуглеродистых и легированных сталях. В развитие отмеченных работ изучено влияния этих параметров при контролируемой прокатке и контролируемом охлаждении, в частности углеродистой стали.

Изучение влияния температурно-деформационных параметров горячей прокатки на величину аустенитного зерна проводили на образцах из стали 80. Прокатку осуществляли с единичным обжатием 15%, с термической обработкой по следующей схеме: при моделировании процесса контролируемой прокатки – охлаждение до 950...800 °С, прокатка с последующей изотермической выдержкой (1, 10, 100 и 1000 с) при температурах прокатки и охлаждение в воде; при моделировании контролируемого охлаждения – прокатка при температуре 1050 °С, последующая изотермическая выдержка (1, 10, 100 и 1000 с) при температурах в соляной ванне до 950...800 °С. Последней операцией было охлаждение в воде (необходимо для фиксации аустенитного зерна) и последующий низкотемпературный отпуск закаленных образцов.

Представленные на рис. 1 диаграммы рекристаллизации аустенита свидетельствуют об аномальном изменении величины его зерна по мере снижения температуры изотермической выдержки после высокотемпературной деформации. Это изменение может быть обусловлено последовательным протеканием процессов метадинамической и повторной рекристаллизации и разной степенью их развития.

* Институт черной металлургии.

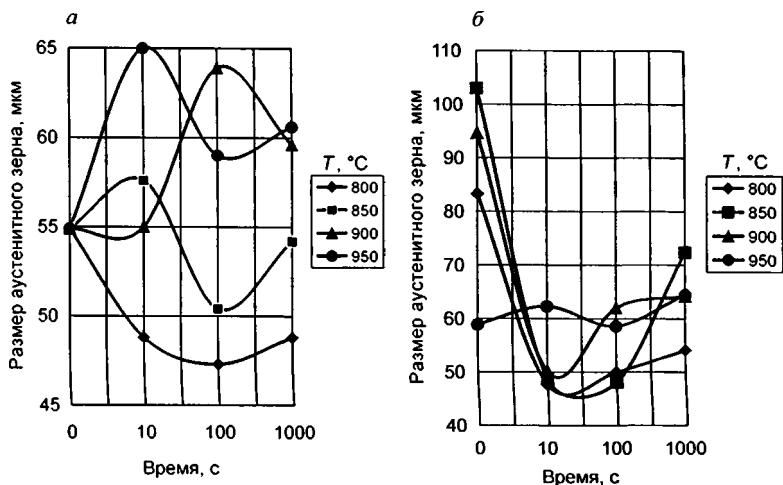


Рис. 1. Зависимость размера зерна аустенита стали 80 от времени выдержки в изотермических средах с различной температурой при степени деформации 15 % после контролируемого охлаждения (а) и контролируемой прокатки (б)

Известно [1], что если по окончании горячей деформации подвергать динамически рекристаллизованный металл выдержкам при температуре конца горячей деформации, в нем должны протекать процессы статической полигонизации или статической рекристаллизации. На самом же деле в процессе изотермических последеформационных выдержек в горячедеформированном металле происходит измельчение зерен. Это явление связывают с повторной рекристаллизацией, отличающейся от известного явления вторичной рекристаллизации, когда некоторые зерна, имеющие после первичной рекристаллизации выгодную ориентацию, растут за счет других зерен. Повторная рекристаллизация связана с формированием новых объемов (центров), способных к последующему росту за счет матрицы горячедеформированного металла, в которой в той или иной степени прошли процессы динамической рекристаллизации, но сохранилась повышенная плотность дислокаций.

В зависимости от длительности изотермических выдержек были установлены нижеследующие закономерности изменения аустенитного зерна.

Процессы метадинамической рекристаллизации наиболее полно протекают при температуре 850 °С, а повторной рекристаллизации — при 900 °С. В интервале изотермических выдержек 10...100 с происходит измельчение аустенитного зерна, а в интервале 100...1000 с — укрупнение его, что обусловлено возникновением и последующим ростом центров повторной рекристаллизации.

При подстуживании перед контролируемой прокаткой после высокотемпературного (1050 °С) нагрева происходит существенное укрупнение аустенитного зерна, что вызвано развитием собирательной рекристаллизации после термопластической деформации, обусловленной процессом

подстуживания, а также возникающей при этом избыточной концентрацией вакансий. Последующее однократное обжатие не приводит к такому же радикальному измельчению аустенита зерна, которое наблюдается при многократном обжатии [1].

Следует отметить, что непосредственно после деформации при контролируемой прокатке наблюдаются крупные вытянутые зерна аустенита, которые при последующей статической рекристаллизации измельчаются. Сравнение различных процессов обработки показывает, что на начальных стадиях аустенитное зерно при контролируемой прокатке обладает большим размерным разбегом, чем при контролируемом охлаждении.

Для производства углеродистой катанки (в частности, канатной и для металлокорда) можно рекомендовать режимы контролируемого охлаждения, при которых прошли наиболее полно процессы повторной, но не начались процессы собирательной рекристаллизации. Такие рекристаллизованные аустенитные зерна при последующем превращении дадут однородное действительное зерно и мелкодисперсную перлитную структуру.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Бернштейн М.Л., Займовский В.А., Капуткина Л.М.* Термомеханическая обработка стали. М.: Металлургия, 1983. 480 с.
2. *Корчинский М.* Высокотемпературная контролируемая прокатка низколегированных сталей // *Сталь*. 1990. № 7. С. 85 – 92.
3. Влияние режимов регулируемого двухстадийного охлаждения на микроструктуру и обезуглероженность катанки из углеродистой стали / В.В. Парусов, В.А. Луценко, В.К. Бабич и др. // *Сталь*. 1992. № 4. С. 66 – 68.
4. *Узлов И.Г., Парусов О.В., Нестеренко А.М.* Зависимость процессов рекристаллизации аустенита в бористой стали 20Г2Р от технологической схемы температурно-деформационной обработки // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1998. № 2. С. 12 – 13.
5. Особенности рекристаллизации аустенита углеродистой стали 45 при контролируемой прокатке / В.В. Парусов, В.А. Луценко, В.О. Сивак и др. // *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии*. Киев: Наук. думка, 2001. Вып. 4. С. 167 – 170.

УДК 621.791.76

В.Н. КОВАЛЕВСКИЙ, д-р техн. наук, С.В. ГРИГОРЬЕВ (БНТУ)

ЭРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ СЛОИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ

Процессы эрозионного износа рабочих поверхностей под воздействием газового потока высокого давления (300...350 МПа) при температурах до 2000 °С и скорости газового потока 400 м/с и механическое истирание поверхностей в значительной степени определяют работоспособность ма-

териала трубных изделий специального назначения. Материал изделия – высокопрочная сталь 30ХНЗМФА – не обеспечивает требуемого уровня эрозионной стойкости, поэтому защиту рабочей поверхности предлагается осуществить путем использования полученного сваркой взрывом слоистого материала на основе этой стали с внутренним слоем из сплавов тугоплавких металлов (кобальта, молибдена, хрома, ниобия).

Экспериментальные исследования механического и эрозионного износа стали были выполнены на трубных образцах с рабочим диаметром 30 и 60 мм. В процессе нагружения происходил разогрев поверхностных слоев стали до 450...500 °С на глубину 3...4 мм. При рабочем диаметре до 30 мм и нагреве свыше 700 °С значительную роль играет механическое истирание поверхности. Для изделий с рабочим диаметром свыше 30 мм определяющим является эрозионный износ.

На рис. 1 показано изменение механического и эрозионного износа рабочей поверхности при температуре поверхностного слоя свыше 650 °С для трубного изделия с рабочим диаметром 30 мм. Для стали 38ХНЗМФА при нагреве поверхности свыше 730 °С механическое истирание значительно превосходит эрозионный износ.

Механический износ рассчитывали по формуле [1]

$$h_M = \int k \mu p v dt / HB,$$

где k – коэффициент механического изнашивания; μ – коэффициент истирания (сталь – медь); p – нормальное давление; v , t – скорость и время воздействия источника; HB – твердость материала при данной температуре.

Изменение теплового состояния оболочки в процессе эксплуатации представлено на рис. 2. Для обеспечения работоспособности трубного изделия нагрев стали не должен превышать 630 °С при нагреве поверхности не выше 900...930 °С. Эффективно в этих условиях можно использовать слоистые материалы с внутренним слоем из эрозионно стойких сплавов тугоплавких металлов и внешней оболочкой из высокопрочных сталей. Применение в качестве внутреннего слоя конструкционной керамики на

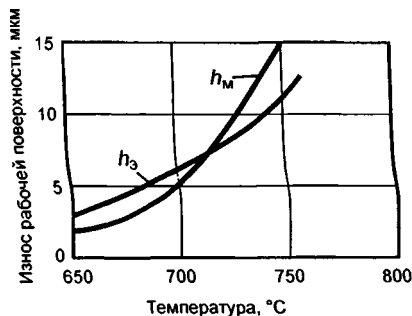


Рис. 1. Механический h_M и эрозионный h_3 износ рабочей поверхности с внутренним диаметром 30 мм

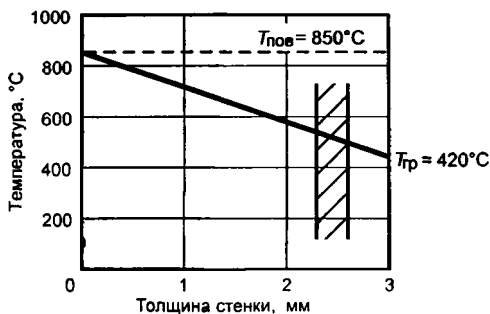


Рис. 2. Изменение теплового состояния оболочки из стали 38ХНЗМФА по толщине стенки

основе SiC либо композиции $\text{Si}_3\text{N}_4\text{—SiC}$ с повышенной вязкостью разрушения и высокой эрозионной стойкостью заслуживает внимания как одно из перспективных направлений [2].

Эрозия в потоках газа сопровождается окислением рабочих поверхностей со скоростью, превышающей скорость окисления в неподвижных атмосферах. Так, высокие скорости потока газа (100 м/с) в турбинах и значительные давления приводят к потере массы металла в потоке газа вследствие локального расплавления и эрозии поверхности металла аэродинамическими силами. Теоретические и экспериментальные исследования эрозионного износа [3] показали, что факторы, влияющие на эрозионную стойкость, можно классифицировать по следующим группам:

1) химический состав, структура, механические свойства при высоких температурах, напряженное состояние, шероховатость поверхности, теплофизические показатели (температура плавления, теплопроводность, теплоемкость, коэффициент термического расширения, теплота плавления, парообразования, сублимации и т. д.);

2) температура и скорость газового потока, характер воздействия газовых струй и взвешенных в них твердых частиц, продолжительность, цикличность, реакционная способность;

3) теплопередача и химические процессы в зоне контакта газ — металл, степень черноты тела, толщина пограничного слоя, турбулентность потока, наличие поверхностно-активных веществ.

Поток газа состоит из CO , CO_2 , N_2 , H_2 , H_2O и C , а также частиц металлов, выдавленных с поверхности при высокой скорости механического истирания. Восстановительный потенциал потока нарушается в результате термической ионизации при высокой скорости горячего потока. Равновесие термической ионизации рассчитывается по формуле Саха с учетом закона Дальтона. Наличие сажевых и металлических частиц снижает температуру ионизации до 1500...1700 °С [4]. Распад отрицательных ионов CO^- происходит вследствие протекания реакции $\text{CO}^- + \text{O} \leftrightarrow \text{CO} + \text{O} + e$. Тепловой эффект реакции 0,61 эВ. Отрицательные ионы, покидая сажевую частицу, образуют положительный потенциал, который своим полем удерживает отрицательные ионы вблизи сажевой частицы, что создает двойной

электрический слой. С повышением давления ионизация частиц в потоке газа определяется неравновесной химической реакцией горения.

На границе раздела газ – металл возникает приповерхностный слой с переменной концентрацией. На первой стадии при отсутствии дефектов и микрорельефов на поверхности процесс взаимодействия осуществляется с малой турбулентностью, на второй (после серии нагружений) интенсивная микропластическая деформация приповерхностного слоя приводит к возрастанию турбулентности потока газа.

В стационарных условиях диффузионный массоперенос через граничный слой описывается соотношением [5]

$$v = \beta (C_d - C_{дs}) = D/\delta (C_d - C_{дs}),$$

где v – скорость протекания реакции; β – коэффициент массопереноса; $C_d, C_{дs}$ – концентрация компонентов реакции в ядре потока и на поверхности металла; D – скорость диффузии; δ – толщина слоя.

В условиях ламинарного потока газа (малое число Рейнольдса) массоперенос, перпендикулярный к направлению потока, аналогичен массопереносу в стационарных условиях. При турбулентном потоке с ростом числа Рейнольдса массоперенос возрастает.

Диссоциация молекул газа при высокой температуре и электрическом поле приводит к взаимодействию атомов диссоциированного газа и атомов металла (хемосорбция). Хемосорбция наблюдается на активных центрах поверхности (углы и грани кристаллов, дефекты решетки, дислокации) [6]. Энергетическая гетерогенность поверхности вследствие различной активности центров изменяет характер движения газов. Диффузия атомов газов или углерода в металл реализуется при определенных энергетических соотношениях. Диффузия растворенных атомов определяется градиентами концентрации, температуры и давления.

Энергетическая устойчивость электронной конфигурации поверхности определяет образование межатомных связей, устойчивость фаз, энергию активации. У переходных металлов (Cr, Mo, Nb) плотность электронного состояния $N(E_F)$ на уровне Ферми характеризует силу межатомного взаимодействия. Физические характеристики металлов представлены в табл. 1.

Таблица 1

Физические характеристики металлов

Металл	Температура, К	Плотность энергетического состояния $N(E_F)$, электрон/атом	Удельная электронная теплоемкость γ_E , 10^9 кал·моль ⁻¹ ·град ⁻²	Энергия сцепления ΔH , эВ
Fe (сталь)	585	0,5	2,5	4,15
Fe	467	2,5	4,0	4,30
Co	445	2,6	7,0	4,40
Ni	465	3,2	10,0	4,50
Nb	250	0,4	2,0	–
Mo	470	1,5	6,0	6,85

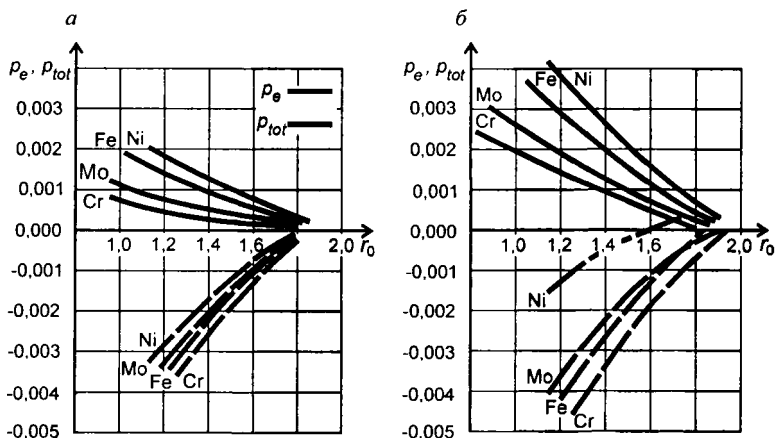


Рис. 3. Электронное p_e и ионное p_{tot} давление в ячейке металла при наличии внедренного атома кислорода:

a – в начале процесса; b – в конце процесса

Температурные изменения энергетического спектра Ni с высокой плотностью энергетического состояния на уровне Ферми приводят к резкому уменьшению энергии сцепления, Co и Fe – к среднему, Cr и Mo – к незначительному (энергия сцепления наиболее стабильная) (рис. 3).

Если в системах металл – водород, металл – азот выделение и поглощение газа через граничную поверхность могут быть обратимыми, то для кислорода процесс сопровождается образованием оксида металла MeO . Взаимодействие углерода и железа при высоких температурах и давлении сопровождается процессами науглероживания и обезуглероживания поверхности. Диффузия углерода ускоряется за счет растягивающих напряжений, возникающих на поверхности в процессе расширения трубного изделия при нагреве (эффект Сноэка) [5].

Экспериментальные исследования эрозийного износа металлов при циклическом нагружении показали, что предложенные объяснения согласуются с теорией на примере никеля, кобальта, железа, молибдена и ниобия (рис. 4). Унос поверхностного слоя металла аэродинамическими силами и пластическая деформация – основные причины разрушения металла, которое усиливается за счет снижения прочности слоев при насыщении их газами.

Сопротивление металлов горячей газовой эрозии определяется прочностью поверхностных слоев на микроуровне, дефектностью структуры и типом решетки. При термоионизации потока газа наблюдается эффект ионной бомбардировки поверхности металла заряженными частицами, что повышает насыщение поверхности газами и увеличивает износ. Диффузия атомов газа и углерода определяется градиентом температуры и концентрацией газа. Микрорентгеноспектральным анализом установлено,

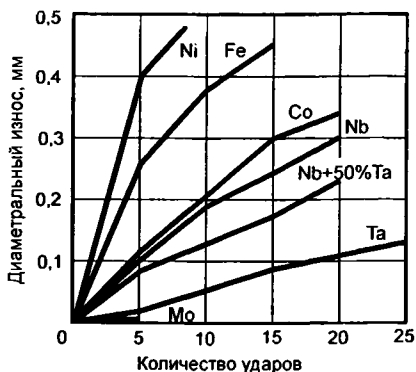


Рис. 4. Эрозионная стойкость металлических материалов

что после десятициклового нагружения в поверхностных слоях стали 38ХНЗМФА на глубине 0,2 мм наблюдается внедренный кислород с концентрацией 0,3...0,4% (точность метода 0,05%), что приводит к интенсивному диаметральному износу рабочей поверхности (до 1,2 мм на диаметре 30 мм).

Различие химических потенциалов (уровней Ферми) примесной ячейки и основного компонента приводит к перераспределению электронов между ячейками. Перераспределение электронной плотности сопровождается ослаблением сил связи между атомами, что объясняется увеличением заполнения разрыхляющих орбиталей в соответствующей d -полосе металлов. С ростом концентрации кислорода в металле увеличивается ионная компонента связи в локальных объемах (образование MeO), что приводит к охрупчиванию металла. В объемах с ионной компонентой связи движение дислокации затруднено, наблюдается их накопление, что может привести к зарождению микротрещин.

Расчеты показали, что перераспределение электронной плотности в окрестности внедренного атома кислорода изменяет характер связи между атомами, что приводит к формированию локальных объемов со значительной долей ионной компоненты связи, способствующих зарождению и развитию микротрещин. Создание структуры, содействующей закреплению дислокаций (ячеистые формирования, полигоны, мелкодисперсные упрочняющие частицы), затрудняет насыщение поверхности металла кислородом и повышает эрозионную стойкость сплавов.

Воздействие горячей газовой струи и истирание нагретых рабочих поверхностей требуют высокой горячей твердости поверхностных слоев, прочности и вязкости материала. Упрочнение сталей и сплавов высокоскоростной деформацией при сварке взрывом способствует формированию структуры, обеспечивающей повышение механических свойств материала. В табл. 2 показано изменение твердости стали 38ХНЗМФА и сплава ЭП-131 в зависимости от степени и температуры высокоскоростной деформации.

Свойства стали 38ХНЗМФА и сплава ЭП-131

Материал	Степень деформации ϵ , %	Температура деформации, °С	Твердость HRC		
			на внутренней поверхности	в поперечном сечении	
38ХНЗМФА	0	20	32	27	
	25		34	27	
	50		40	30	
	0	400	42	28	
	25		42	33	
	0		850	53	48
	50	52		53	
	62	54		50	
ЭП-131	0	20	38	32	
	25		47	44	
	50		52	45	
	60	400	52	45	
	0		850	42	31
	24			46	37
	50	52		49	
	62	48	46		

Для стали 38ХНЗМФА с увеличением степени деформации отмечается возрастание твердости и снижение интенсивности упрочнения. При степенях деформации, близких к критическим, в структуре стали появляются трещины, возможно разупрочнение материала за счет тепловых процессов. Высокоскоростная деформация в диапазоне $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращений железа (850 °С) с последующим охлаждением с высокой скоростью сопровождается образованием в структуре мартенсита деформации, обуславливающего повышение твердости (рис. 5, а). Обработка высокоскоростной де-

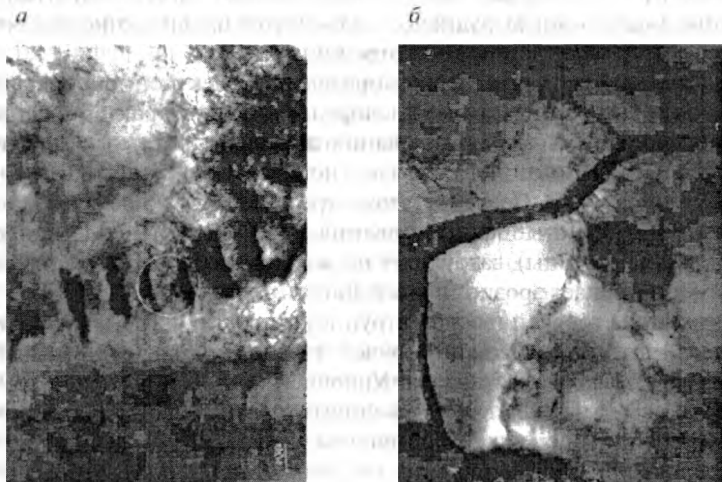


Рис. 5. Тонкая структура стали 38ХНЗМФА (а) и сплава МТ (б) после взрывной обработки

формацией при температуре 850 °С не только способствует упрочнению стали, но и формирует структуру с большой дисперсностью упрочняющих карбидов, обеспечивает высокие характеристики ударной вязкости (1,2 мДж/м²) и пластичности ($\delta = 12\%$, $\psi = 36\%$).

В кобальтовом сплаве ЭП-131 с ростом степени деформации наблюдается повышение твердости. Максимальная твердость достигается при температуре испытания ~400 °С, когда упрочнение сплава идет дополнительно и за счет фазового наклепа, вызванного $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращением. Снижение твердости при $\epsilon = 62\%$ и $t = 850$ °С связано с появлением микротрещин в сплаве и эффектами разупрочнения.

Твердость при повышенных температурах определяли методом вдавливания с использованием пирамиды с углом конуса 132° из сплава Т15К6. Изменение твердости стали 38ХН3МФА и сплава ЭП-131 в зависимости от температуры представлено в табл. 3. Упрочнение высокоскоростной деформацией при температуре 850 °С способствует получению высоких значений твердости для стали 38ХН3МФА при повышенных температурах и положительно сказывается на сопротивлении истиранию и эрозионной стойкости материалов. В сплаве ЭП-131 отмечаются высокие характеристики твердости после высокоскоростной деформации при температуре 400 °С и стабильность свойств при повышенных температурах. Создание мелкозернистой структуры с равномерным распределением дисперсных упрочняющих частиц после высокоскоростной пластической деформации позволяет избежать концентраторов напряжений, скопления дефектов, образования центров с ослабленной прочностью на микроуровне, что должно обеспечить повышение эрозионной стойкости материалов.

Таблица 3

Свойства стали 38ХН3МФА и сплава ЭП-131 при нагреве

Температура испытания, °С	Твердость, Па		Температура испытания, °С	Твердость, Па	
	38ХН3МФА	ЭП-131		38ХН3МФА	ЭП-131
20	1400	1233	450	776	661
100	1222	1064	600	529	550
200	1238	883	700	423	591
300	1254	745	800		279
400	1077	674			

Испытания образцов на эрозионный износ проводили в жестких режимах нагружения при количестве циклов 1, 5 и 10. Образцы из стали 38ХН3МФА испытывали в состоянии улучшения и упрочнения высокоскоростной деформацией различной степени. Влияние взрывной обработки на эрозионную стойкость стали 38ХН3МФА показано на рис. 6.

Анализ результатов испытаний показал, что упрочнение стали высокоскоростной деформацией повышает стойкость на 30...50% лишь на первых (до пяти) циклах нагружения, когда температура поверхностных слоев не превышает 650 °С. При десяти циклах нагружения с ростом температуры сказываются эффекты разупрочнения и эрозионная стойкость сталей становится нечувствительной к структурному состоянию.

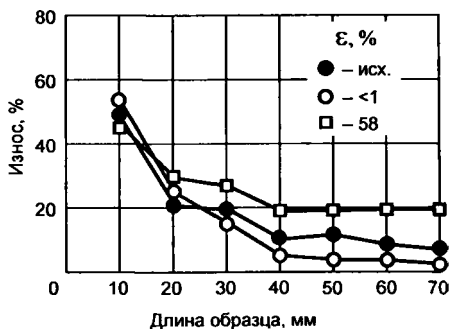


Рис. 6. Влияние взрывной обработки на эрозионную стойкость сталей

Исследования структуры стали 38ХНЗМФА в состоянии улучшения и упрочнения позволили объяснить относительный рост эрозионной стойкости при малых циклах нагружения в стали, упрочненной взрывом, формированием фрагментированных пластин мартенсита, дисперсным и более равномерным распределением упрочняющих фаз, ячеистым строением тонкой структуры (рис. 5, а). Структура приповерхностного слоя в стали, упрочненной взрывом, представлена на рис. 7, а.

При десятицикловом нагружении трубных образцов из упрочненной взрывом стали 38ХНЗМФА в структуре приповерхностных слоев отмечается перераспределение углерода. Высокая плотность дефектов после высокоскоростной деформации проявляется в формировании на поверхности микропор, насыщении их газами, образовании трещин усталостного характера (рис. 7, б, в).

Микрорентгеноструктурный анализ приповерхностных слоев показал, что после десяти циклов нагружения на глубине 0,2 мм происходит насыщение металла кислородом (0,3...0,4%). Концентрация углерода в приповерхностных слоях стали уменьшается до 0,1%, и только у самой поверхности (5...6 мкм) обнаружено повышение содержания углерода до 0,3%.

Молибденовый сплав МТ содержит 0,3...0,5% Ti, что не только обеспечивает повышение прочности сплава, но и приводит к образованию более стабильных оксидов, а это обуславливает снижение интенсивности образования высших оксидов MoO₃. Интенсивное окисление поверхности сплава осуществляется при температуре выше 800 °С. Формирование при взрывной обработке ячеистой структуры и полигонизация обеспечивают повышение вязкости разрушения и эрозионной стойкости сплава (см. рис. 5, б). Слоистый материал 38ХНЗМФА — сплав МТ, полученный сваркой взрывом, — имеет наиболее высокие показатели по эрозионной стойкости.

Хромовый сплав ВХ-2К содержит 0,2...1,0% V и 0,2...1,0% La, которые способствуют повышению коррозионной стойкости и пластичности сплава, снижают внутренние напряжения между оксидной пленкой и металлом. Сварка взрывом сплава и высокопрочной стали возможна при предварительном нагреве хромового сплава до температур, превышающих порог хрупковязкого перехода (350...450 °С).

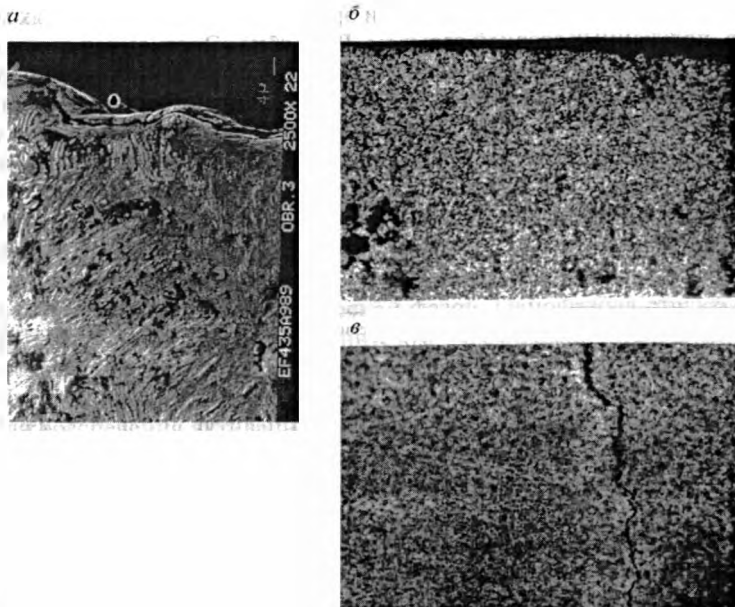


Рис. 7. Поверхность стали 38ХНЗМФА после испытаний

Ниобиевые сплавы ЛН-1 и ВН-2АЭ содержат молибден и цирконий, которые обеспечивают получение пластичной дисперсной структуры. При высоких температурах оксидные пленки приближаются к стехиометрическому составу высшего оксида ниобия Nb_2O_5 и имеют достаточно высокую адгезионную прочность с основой, поэтому их использование в качестве эрозионно стойкого защитного слоя слоистого материала перспективно.

Для кобальтового сплава ЭП-131 характерно высокое содержание хрома (17...19%), вольфрама (13...15%) и никеля (10...12%), что увеличивает его способность сопротивляться окислению. Образование оксидов хрома и вольфрама обедняет поверхностный слой матрицы легирующими элементами и повышает пластичность слоя. Сварка взрывом стали 38ХНЗМФА и кобальтового сплава позволяет получать в зоне соединения твердый раствор компонентов с высокой пластичностью, что обеспечивает релаксацию напряжений, которые возникают при эксплуатации в условиях воздействия высоких температур и давлений, прикладываемых циклически.

Слоистый материал обеспечивает снижение температурного режима тонкого защитного слоя из сплавов тугоплавких металлов за счет интенсивного рассеивания теплоты в массивную стальную оболочку, что повышает эрозионную стойкость материала. Испытания слоистых материалов показали увеличение стойкости в 3 – 5 раз по сравнению со сталью 38ХНЗМФА с хромированным внутренним слоем.

В табл. 4 представлены показатели эрозионно стойких слоистых материалов, полученных сваркой взрывом. В столбце «Эрозионная стойкость» указано количество циклов, которое выдерживает слоистый материал. Оценку физических и механических свойств защитного слоя осуществляли исходя из способности эрозионно стойкого слоя выдерживать высокое давление в условиях воздействия высоких температур и скоростей нагружения. В скобках указано количество баллов по балльной системе, принятой относительно стали 38ХН3МФА.

Таблица 4

Сравнительная оценка показателей эрозионной стойкости слоистых материалов

Защитный слой	Эрозионная стойкость	Физические свойства	Механические свойства	Технологичность производства
МТ	120 (5)	10	10	30
ВХ-2К	60 (4)	25	5	25
ЛН-1	90 (4)	40	30	45
ЭП-131	25 (3)	50	35	36
38ХН3МФА	10 (1)	60	40	50

Таким образом, экспериментальные исследования, анализ существующих теоретических представлений о процессе горячей газовой эрозии, высказанные теоретические предположения о возможной термоионизации потока газа, установленные закономерности его воздействия на рабочие поверхности трубных изделий в реальных условиях нагружения позволяют заключить, что для повышения эрозионной стойкости материала трубного изделия перспективным является создание сваркой взрывом слоистого материала, в котором сочетаются высокие физико-механические свойства стали с повышенной эрозионной стойкостью сплавов тугоплавких металлов, а метод соединения обеспечивает повышение его работоспособности за счет возможности релаксации напряжений в зоне сварки.

ЛИТЕРАТУРА

1. Трение, изнашивание и смазка: Справочник: В 2 кн./ Под ред. И.В. Крагельского, В.В. Анисина. М.: Машиностроение, 1978. 400 с.
2. Применение импульсных технологий при создании керамики повышенной прочности / В.Н. Ковалевский, И.В. Фомихина, А.В. Ковалевская, Л.Ф. Керженцева // Вестник БНТУ. 2002. № 6. С. 34–39.
3. Эрозия / А. Эванс, А. Рафф, С. Видерхорн и др.; Под. ред. К. Пирса. М.: Мир, 1982. 464 с.
4. Гречихин Л.И., Пушкин Н.М. Влияние сажевых частиц на термодинамическое состояние нагретых газов при различных температурах // Изв. вузов. Авиационная техника. 1983. № 1. С. 84–88.
5. Фромм Е., Фербах Е. Газы и углерод в металлах. М.: Металлургия, 1980. 711 с.
6. Самсонов Г.В., Дутчак Я.И., Прядько Л.Ф. Электронная локализация и устойчивость фаз в р-п-переходных металлах // Конфигурационное представление электронного строения в физическом металловедении. Киев: Наук. думка, 1975. 315 с.

КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ АМОРФНЫХ ПЛЕНОК ТИТАНА И СИНТЕЗ КЕРАМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ

Получение керамических тонкопленочных покрытий методом прямого синтеза затруднено ввиду неравновесности процесса плазмохимической реакции [1]. Структура покрытия двухфазная и состоит из керамической матрицы с избыточной металлической фазой. Однофазная структура может быть получена отдельным синтезом керамических покрытий путем перевода базового материала в аморфное состояние с последующей кристаллизацией синтезируемого материала.

Для обеспечения активации диффузии в процессе синтеза необходимо замедлить процесс кристаллизации аморфных пленок титана. Термокинетические особенности кристаллизации исследовали прямым и ступенчатым пропусканием тока, а также путем обработки в плазме тлеющего разряда. При кристаллизации наблюдаются изменения электрического сопротивления, что позволяет установить зависимость процесса кристаллизации от технологических параметров. На рис. 1 показано влияние прикладываемой мощности на электрическое сопротивление. Процесс кристаллизации реализуется в узком интервале мощности. В аморфном состоянии пленки титана имеют сопротивление 2000 Ом, а в кристаллическом — 300 Ом в интервале прикладываемой мощности от 1 до 90 МВт. Кристаллизация, не являясь автокаталитической, поддерживается повышением электрической мощности. После завершения процесса электрическое сопротивление линейно возрастает, что характерно для металлов в кристаллическом состоянии. Наличие минимума обусловлено структурной релаксацией.

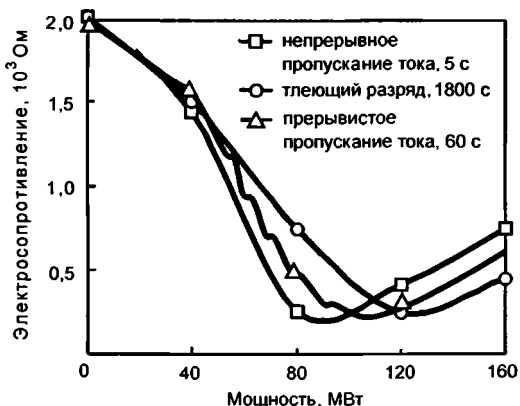


Рис. 1. Зависимость электросопротивления покрытий титана при кристаллизации от мощности и вида обработки

При прямом пропускании тока теряется прочность покрытий. Рост кристаллической фазы происходит быстро. Возникающие напряжения не успевают релаксировать по диффузионному механизму или путем пластической деформации. Компенсация удельных объемов фаз протекает за счет механического разрушения пленок. Аналогичные результаты получены в работе [2].

При ступенчатом пропускании тока кристаллизация носит прерывистый характер и возобновляется после остановки при температурах, превышающих предшествующую температуру кристаллизации. Это связано с релаксацией напряжений, возникающих вследствие объемного несоответствия аморфной и кристаллической фаз, что приводит к увеличению продолжительности процесса кристаллизации и возможности его совмещения с процессом синтеза. Совмещение кристаллизации и синтеза способствует снижению пористости, которая может возникнуть при уплотнении материала покрытия в процессе кристаллизации его из аморфного состояния. Диффундирующие атомы реакционных газов, образующие химические соединения, компенсируют разрыхление материала покрытия.

Обработка в плазме тлеющего разряда в среде инертных газов также увеличивает продолжительность процесса кристаллизации. При бомбардировке ионами выделение теплоты происходит не по всему объему покрытия, а локально в местах соударения ионов, что приводит к последующему частичному охлаждению покрытия. Обнаруженный эффект был использован в технологии раздельного синтеза при обработке в кислородной плазме тлеющего разряда. Это позволяет удлинить процесс и увеличить глубину и качество обработки. При умеренных скоростях нагрева основные релаксационные процессы, связанные с компенсацией объемов кристаллической и аморфной фаз, происходят, по-видимому, на границе фаз или в аморфной матрице [3].

Процесс синтеза оксидной керамики осуществляли обработкой титановых покрытий, полученных в зонах скрецающихся, нормальных и расходящихся потоков. Режим обработки в кислородной плазме тлеющего разряда: $U = 1500$ В, $I = 0,05$ А, $p = 8...10$ Па, $\tau = 1,0...1,5$ ч. Подложки располагали на расстоянии 100 мм от катода в области низких температур (70...100 °С) во избежание процесса кристаллизации в плазме тлеющего разряда. Распределение температуры подложки в зависимости от расстояния до катода мишени показано на рис. 2. Интервал температур лежит в пределах 80...170 °С при максимальном напряжении 1600 В. По площади подложки температура распределена равномерно и совпадает в центре и на периферии фардеева пространства. На подложке, удаленной на 25...30 мм, при обработке в плазме тлеющего разряда температура максимальная. При удалении подложки на 70...250 мм разница в значениях температур составляет около 30 °С. Максимальные значения температур соответствуют катодным областям разряда. Активация подложки в этой зоне объясняется взаимодействием плазмы и поверхности подложки. Полученные зависимости позволяют рационально располагать подложки при их активации или синтезе покрытий.

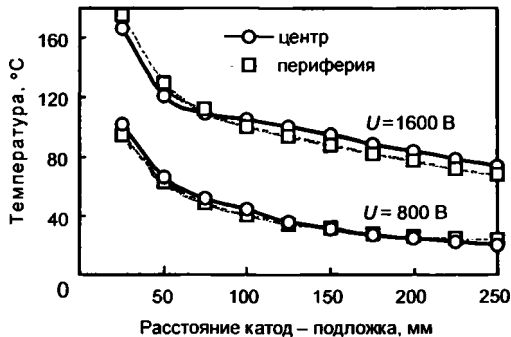


Рис. 2. Распределение температуры подложки в плазме темного фарадеева пространства (катод – Ni, $p = 7$ Па, $I = 0,11...0,12$ А. Аг

Результаты исследования процессов структурообразования показали, что тлеющий разряд не вносит изменений в кристаллическое строение. На подложках, покрытых титаном, на минимальном расстоянии ($l = 50$ мм и $r = 0$ мм) образуются оксиды с кристаллической структурой, характеризующейся наличием точечных рефлексов и колец, полученных от большого количества произвольно ориентированных дисперсных кристаллов. Дифракционная и структурная картина в радиальном направлении подобна таковой в случае титанового покрытия. Различия обусловлены разной природой титана и его оксидов, а также небольшим тепловым воздействием плазмы тлеющего разряда (темное фарадеево пространство) в процессе оксидирования.

По мере удаления от катода при напылении титана количество колец уменьшается, они размываются, яркость центрального пятна сохраняется и формируются промежуточные структуры оксидов. На больших расстояниях ($l = 220$ мм) наблюдается полное размытие колец, исчезновение точечных рефлексов, что свидетельствует о преобладании аморфной фазы (рис. 3). Несмотря на то что титановое покрытие трансформировано в оксидное путем длительной обработки ($\tau = 1,0...1,5$ ч) в плазме тлеющего разряда, аморфная структура сохраняется при максимальном удалении от катода при напылении.

Кристаллическая структура оксидов титана представлена соединениями монокристаллического TiO (23-1078 ASTM) ($a = 5,85 \text{ \AA}$, $b = 9,34 \text{ \AA}$, $c = 4,14 \text{ \AA}$) и тетрагонального TiO_2 (21-1276 ASTM) ($a = 4,5933 \text{ \AA}$, $b = 2,9592 \text{ \AA}$) в зависимости от времени обработки. Основное влияние на формирование структуры оксидного покрытия оказывает расположение подложек при металлизации. Электрическое сопротивление возрастает до значений 5 кОм, что характерно для окислительных процессов. Твердость покрытия увеличивается до 1500...1600 МПа. Повышение энергетических параметров процесса ($U > 1500$ В, $I > 0,05$ А, $p > 10$ Па) сопровождается переходом аморфной структуры в кристаллическую.

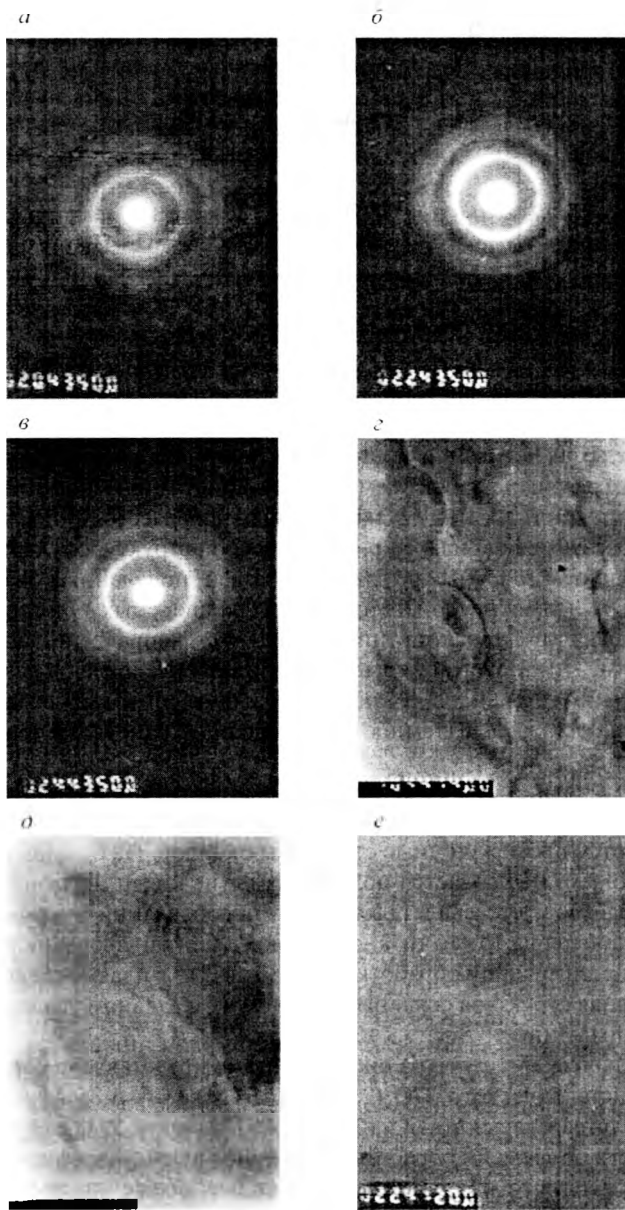


Рис. 3. Микродифрактограммы (*a–в*) и структуры (*г–е*) TiO_2 , полученные окислением титановых покрытий, расположенных в различных зонах при напылении ($\times 30\,000$) при радиальном удалении от центра подложки:

a, г – 0 мм; *б, д* – 36 мм; *в, е* – 110 мм. Расстояние подложка – катод 220 мм

Наибольший эффект достигается при стимулировании химического взаимодействия плазмой тлеющего разряда с контролируемыми параметрами. Синтез оксидной керамики аморфной металлической матрицы в атмосфере окисляющих газов является заключительным этапом структуризации покрытий.

Таким образом, при синтезе возможно получение как аморфной, так и кристаллической структуры керамики. Синтез керамики с аморфной структурой позволяет управлять полнотой и скоростью протекания реакции.

ЛИТЕРАТУРА

1. Агеев В.А., Фигурин Б.Л., Фигурин К.Б. Плазмоактивированный синтез однофазных аморфных керамических пленок в условиях реактивного магнетронного разряда // Прогрессивные технологии обработки материалов: Мат-лы междунар. конф. Мн., 1998. С. 167–168.
2. Дураченко А.М., Кахнаишвили М.В. Кристаллизация аморфных пленок // Аморфные металлические материалы. М.: Наука, 1984. С. 87–90.
3. Фигурин К.Б. Исследование процессов девитрификации аморфных пленок титанов // Технич. вузы – республике. Мат-лы междунар. науч.-техн. конф. Мн., БГПА, 1997. С. 168.

УДК 666.3

Е.С. ГОЛУБЦОВА, канд. техн. наук,
Б.А. КАЛЕДИН, канд. техн. наук (БНТУ)

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭЛЕКТРОПРОВОДНОЙ SiC-КЕРАМИКИ

Уровень электропроводности SiC-керамики, закон ее изменения с ростом температуры, тип проводимости зависят от концентрации электрически активных (донорных или акцепторных) примесей, растворенных в решетке, от других фазовых составляющих, их содержания и характера распределения (микроструктуры).

В работе [1] высказано мнение, что если материалы представляют собой зерна карбида кремния (SiC), цементированные оксидными связками, то электропроводность определяется в основном свойствами связки.

Для проверки этого суждения был проведен двухфакторный эксперимент типа 4×4, где 4 – четыре уровня вида связки (1 – глинистая, 2 – муллитовая, 3 – муллито-корундовая, 4 – корундовая) и четыре уровня температуры (600, 900, 1000 и 1100 °С).

В качестве параметра оптимизации было выбрано электросопротивление ρ , Ом·м, а в качестве факторов – связка (x_1) и температура.

Матрица плана и результаты эксперимента приведены в табл. 1. Здесь y – параметр оптимизации (ρ); x_1 и x_2 – кодированные уровни факторов (–1;

$-1/3; +1/3; +1$). Ошибка воспроизводимости (опыта) составляла 0,009; критерий Стьюдента $t = 2,12$.

Таблица 1

План эксперимента 4×4 и результаты опытов

Номер опыта	x_1	x_2	$x_1 x_2$	x_1^2	x_2^2	y_s	\hat{y}
1	-	-	-	+	+	0,0500	0,0460
2	-	-1/3	+1/3	+	1/9	0,0250	0,0260
3	-	+1/3	-1/3	+	1/9	0,0125	0,0990
4	-	-	-	+	+	0,0000	0,0100
5	-1/3	-	+1/3	1/9	+	0,2250	0,2380
6	-1/3	-1/3	+1/9	1/9	1/9	0,1250	0,0750
7	-1/3	+1/3	-1/9	1/9	1/9	0,0625	0,0010
8	-1/3	+	-1/3	1/9	+	0,0250	0,0200
9	+1/3	-	-1/3	1/9	+	0,3500	0,5000
10	+1/3	-1/3	-1/9	1/9	1/9	0,2130	0,2420
11	+1/3	+1/3	+1/9	1/9	1/9	0,1000	0,0740
12	+1/3	+	+1/3	1/9	+	0,0375	0,0290
13	+	-	-	+	+	1,0000	0,8350
14	+	-1/3	-1/3	+	1/9	0,3500	0,4800
15	+	+1/3	+1/3	+	1/9	0,1750	0,2100
16	+	+	+	+	+	0,0750	0,0550
Σ	1,6	-1,61	-1,085	1,814	1,881	2,8255	

После расчета коэффициентов уравнения регрессии, проверки их значимости и адекватности уравнения по методике, изложенной в работе [2], оно приобрело следующий вид:

$$y = 0,079 + 0,18x_1 - 0,181x_2 - 0,22x_1x_2 + 0,077x_1^2 + 0,098x_2^2. \quad (1)$$

Из уравнения (1) видно, что оба фактора (связка и температура) оказывают примерно одинаковое влияние на электросопротивление керамики из SiC. Из него следует также, что электросопротивление y растет по мере перехода от глинистой связки к корундовой. Обращает на себя внимание большая роль взаимодействия ($b_{12} = -0,22$) уровня связки и температуры. Подставив в уравнение (1) различные кодированные уровни связок ($-1; -1/3; +1/3; +1$), получим частные уравнения:

$$y_1 = 0,098x_2^2 + 0,039x_2 - 0,024; \quad y_2 = 0,098x_2^2 - 0,111x_2 + 0,028;$$

$$y_3 = 0,098x_2^2 - 0,251x_2 + 0,148; \quad y_4 = 0,098x_2^2 - 0,401x_2 + 0,336,$$

из которых видно, что наиболее высокие значения электросопротивления будут у SiC на корундовой связке (при $x_2 = -1, t = 800^\circ\text{C}$), являющейся хорошим электроизолятором. Поэтому уровень электросопротивления материалов этого типа весьма высок.

С ростом температуры ($x_2 \rightarrow +1$) значения электросопротивления для всех материалов падают и при $t \approx 1100^\circ\text{C}$ ($x_2 = +1$) становятся близкими, что характерно для фаз с химической связью ионного типа.

Электропроводность реакционно-спеченного SiC, имеющего матричную структуру, в меньшей степени зависит от других фазовых составляющих (кремния и углерода) и определяется в первую очередь свойствами карбидо-кремниевого каркаса, состоящего из первичного и вторичного SiC.

В самосвязанном материале, содержащем SiC' и SiC'', электрические характеристики этих фаз зависят от условий реакционного спекания.

Для поиска оптимальных условий получения материалов при различных температурах и времени спекания был проведен полнофакторный эксперимент 2^k , где 2 – два уровня факторов, а k – количество факторов (в нашем случае $k = 2$).

В качестве параметров оптимизации были выбраны: y_1 – доля карбида кремния в спеченном материале, % (по объему); y_2 – электросопротивление ρ , Ом · м; y_3 – пористость, % (по объему). В качестве факторов были выбраны время спекания (60 и 120 мин) и температура спекания (2100 и 2300 °С). Матрица плана и результаты эксперимента приведены в табл. 2. Ошибки опытов соответственно составили: $S_1 = 0,6$, $S_2 = 5$ и $S_3 = 0,7$.

Таблица 2

Матрица полнофакторного эксперимента 2^k

Номер опыта	x_1	x_2	x_1x_2	y_1	\hat{y}_1	y_2	\hat{y}_2	y_3	\hat{y}_3
1	–	–	+	62	62	6,7	6,7	10,1	10,1
2	–	+	–	62	62	23,7	23,7	11,4	11,4
3	+	–	–	60,4	60,4	170,4	170,4	12,7	12,7
4	+	+	+	70	70	203,7	203,7	22,2	22,2
Σ_1	6,4	9,6	9,6	254,4					
Σ_2	343,7	50,3	16,3			404,5			
Σ_3	13,4	10,8	8,2					56,4	

После обработки результатов по методике, изложенной в [3], и проверки значимости коэффициентов получены адекватные уравнения:

$$y_1 = 63,6 + 1,6x_1 + 2,4x_2 + 2,4x_1x_2;$$

$$y_2 = 101,13 + 85,93x_1 + 12,58x_2 + 4,08x_1x_2;$$

$$y_3 = 14,1 + 3,35x_1 + 2,7x_2 + 2,05x_1x_2.$$

Как следует из этих уравнений, содержание SiC возрастает с увеличением времени и температуры спекания, так же как и электросопротивление и пористость.

Исходя из полученных результатов и используя технологию реакционного спекания, можно получить материалы с проводимостью n - и p -типа с меняющимся в широких пределах электросопротивлением (от 6,7 до 203,7 Ом·м), что важно для создания элементов электротехнических устройств, например электронагревателей, варисторов, электродов и др. [1].

Определенный интерес представляет выявление корреляционной связи между исследуемыми параметрами. Для этого определяли коэффициент парной корреляции r_{ij} по формуле

$$r_{ij} = \frac{\sum \Delta y_i \Delta y_j}{\sqrt{\sum \Delta y_i^2 \sum \Delta y_j^2}}, \quad (2)$$

где Δy_i , Δy_j – разность между текущим (i -м) и средним значением i -го (или j -го) параметра.

В результате были получены следующие значения этих коэффициентов: $r_{1,2} = 0,544$, $r_{1,3} = 0,94$ и $r_{2,3} = 0,797$ при табличном (критическом) значении $r_{кр} = 0,8114$ (для $\alpha = 0,05$ и $f_1 = 4$).

Таким образом, линейная корреляция существует между количеством связанного карбида кремния (y_1) и пористостью (y_3) и близка к линейной корреляции между электрическим сопротивлением (y_2) и пористостью (y_3).

Связь между y_1 и y_3 можно выразить в виде линейного корреляционного уравнения

$$y_3 = 1,19y_1 - 61,58.$$

Следовательно, зная значение пористости (y_3), можно определить долю связанного карбида кремния, и наоборот.

ЛИТЕРАТУРА

1. Неметаллические тугоплавкие соединения / Г.Я. Косолапова, Т.В. Андреева, Т.С. Бартицкая и др. М.: Металлургия, 1985. 224 с.
2. Вознесенский В.А. Статистические методы планирования эксперимента в технико-экономических исследованиях. М.: Финансы и статистика, 1981. 264 с.
3. Адлер Ю.П., Маркова Е.В., Грановский Ю.В. Планирование эксперимента при поиске оптимальных условий. М.: Наука, 1976. 279 с.

УДК 669.3

Е.С. ГОЛУБЦОВА, канд. техн. наук (БНТУ)

ОБЛАСТИ ПРИМЕНЕНИЯ КОНСТРУКЦИОННОЙ КЕРАМИКИ

Современное развитие многих отраслей промышленности базируется на последних достижениях экономики, требованиях безопасности и рациональности в производстве, а также экологичности. Эта тенденция распространяется как на производственные условия, процессы и оборудование, так и на применяемые и создаваемые материалы.

Разработка и внедрение новых конструкционных материалов является одной из наиболее характерных тенденций развития современной техники. Научно-исследовательские и опытно-конструкторские работы, прово-

димые ведущими фирмами, научными организациями, лабораториями в странах СНГ и в дальнем зарубежье, нацелены на внедрение перспективных конструкционных материалов в автомобилестроение, двигателестроение, судостроение, авиационную, электронную, медицинскую и другие отрасли промышленности.

Использование керамических материалов становится необходимостью, если традиционно используемые материалы (металлы и пластмассы) не отвечают возрастающим запросам техники в части создания многофункциональных элементов, заменяющих металлические. Это обуславливает разработку стойких к воздействию агрессивных химических, эрозионных и абразивных сред керамических деталей, узлов машин и механизмов, работающих при длительных вибрационных нагрузках; производство режущего и абразивного керамического инструмента на металлической или полимерной основе; производство элементов конструкций, работающих при высоких (1000 К и более) температурах.

ENCERAM опубликовала сведения о выпуске в настоящее время (в перспективе до 2005 г.) некоторых видов технической керамики в США и странах Европы. Отмечено, что потребление технической керамики в 2005 г. в Европе и США увеличится соответственно на 3,4 и 6,9%. Наиболее высокие скорости прироста ожидаются в производстве катализаторов в США, биокерамики в Европе, а также керамики для изготовления подшипников, резцов и фильтров. Германия произвела в 1998 г. примерно 37% выпущенной в Европе технической керамики. Рынки Франции и Англии вместе составляют около 27% европейского рынка.

На ежегодно проводимой промышленной выставке-ярмарке «Hannover Messe» (г. Ганновер, Германия) демонстрируются последние достижения в разработке керамических материалов.

Фирмой CeramTec были представлены конструкционные элементы для насосов различного назначения, выполненные из керамических материалов. Клапаны в виде керамических пластин Si_3N_4 в топливном насосе высокого давления работают при циклических давлениях до 1,5 бар. Благодаря высокой износостойкости и прочности подобные керамические клапаны способны уменьшить инерционную массу движущихся частей в системе контроля выхлопных газов. Скорость потока выхлопного газа, особенно в стадии прогревания, контролируется клапанами, выполненными из оксида циркония. Рабочая температура вблизи таких клапанов достигает 500 °С и является достаточной для повреждения либо разрушения традиционно применяемого материала (металла). Благодаря термостойкости и высокой прочности ZrO_2 обеспечивается жизнеспособность узла подшипника клапана.

Еще один пример использования керамических материалов, разработанных фирмой CeramTec, – применение их в электрических топливных и водяных насосах. В этом случае металлическая либо пластмассовая сторона пластинки, подвергаемая высоким нагрузкам, была заменена на керамическую. Такая замена способствует значительному увеличению срока службы изделия в целом и снижению шума при эксплуатации.

Фирма CFI GmbH & Co KG (г. Роденталь, Германия) представила на Ганноверской ярмарке сварочные приспособления из керамики на основе Si_3N_4 , полученные горячим изостатическим прессованием (прочность 900 МПа), литьем под давлением (прочность 800 МПа), сухим прессованием (прочность 850 МПа). Преимущества керамических сварочных электродов для точечной сварки по сравнению с аналогичными, выполненными из традиционно используемых материалов (БрНБТ, БрМц5Б, БрКг1, БрХКг1, БрХЦр, БрНК 0,5–0,5, Эксенайт ВМ, дисперсноупрочненные медные сплавы ($\text{Cu}+\text{Al}_2\text{O}_3+\text{MgO}+\text{BeO}$), БрСр, МЦ 2, МЦ 4, МЦ 5,5), указаны в табл. 1.

Таблица 1

Анализ свойств керамических материалов на основе Si_3N_4 , применяемых для изготовления различных сварочных приспособлений

Свойства керамических материалов, разработанных CFI GmbH & Co KG	Преимущества данных материалов по сравнению с традиционно применяемыми
Электроизоляция Незначительная теплопроводность	Не требуется дополнительной изоляции Отсутствие перегрева сварочной аппаратуры
Высокая твердость Высокая износостойкость Высокая прочность Отсутствие прилипания при разбрызгивании Высокая термостойкость	Отсутствие риска на поверхности Длительный срок службы Стойкость к разрушению Надежность функционирования Использование вблизи области воспламенения
Высокое сопротивление термоудару	Возможность охлаждения в процессе работы

Керамические шарики на основе нитрида кремния, изготовленные фирмой CFI GmbH & Co KG, имеют ряд преимуществ по сравнению с аналогичными, изготавливаемыми из подшипниковой стали:

Изменение свойства

Получаемые преимущества

На 60 % снижена плотность

На 50 % выше модуль упругости

На 70 % снижено тепловое расширение

Высокая коррозионная и термостойкость

Высокая прочность и износостойкость

Электроизоляционные и немагнитные свойства

Малая центробежная сила

Большая жесткость опоры, уменьшение трения в подшипнике

Высокая точность опоры, незначительное повышение напряжения смещения подшипника

Различные области применения

Длительный срок службы

Специальные области применения

Благодаря вышеуказанным свойствам керамические шарики используются для изготовления высокоточных подшипников, подшипников, работающих в коррозионных средах и при высоких температурных нагрузках, электроизолируемых и немагнитных подшипников и т. д.

Нитрид кремния обладает высоким сопротивлением к разъедающему воздействию расплавленных цветных металлов. Он стоек в расплавленном алюминии при 1000 °С в течение более 3000 ч. В связи с этим Si_3N_4 используется в качестве футеровочного материала для защитных трубок, в кото-

рые вставляются термопары, регистрирующие состояние расплава алюминия, а также в качестве огнеупоров, которыми футеруются отверстия для выпуска жидкого металла, теплонапряженные детали, горелки различных видов. Шлакоустойчивость и химическая стойкость Si_3N_4 в электролитической ванне сильнее, чем у SiC. Нитрид кремния также стоек к жидкой стали и литейному чугуну, поэтому небольшие количества его часто добавляют в материалы, идущие на футеровку желоба для выпуска чугуна из доменной печи.

Материалы с торговой маркой Deranox®, Sintox®, Vitox® на основе оксида алюминия, а также Zuranox® на основе оксида циркония идут на изготовление баллистических пластин целевых устройств, насадок для дуговой сварки вольфрамовым (неплавящимся) электродом в среде инертного газа, насадок пескоструйных аппаратов, компонентов высокопроизводительных твердотельных лазеров и CO_2 -лазеров, пластин противопожарной защиты различных двигателей (завод «Rugby», Англия).

Высокотехнологичные оксидные керамические материалы на основе ZrO_2 , обладающие уникальным сочетанием высоких значений прочности и вязкости, стойкостью к воздействию агрессивных химических сред, низкой теплопроводностью, особыми электрофизическими свойствами, разработаны сотрудниками Института проблем материаловедения НАН Украины. Они идут на изготовление мишеней для электронно-лучевого напыления теплозащитных покрытий, режущей керамики различного назначения, тиглей и оболочковых форм с защитным слоем для плавки тугоплавких, химически активных металлов и сплавов (температура до 2000 °С), фильтр для распыления абразивных, сыпучих и жидких материалов, волок для протяжки алюминиевой и медной проволоки.

Высокая металлоустойчивость, коррозионная и эрозионная стойкость к расплаву жидкой стали обуславливает использование керамики из диоксида циркония в металлургической промышленности.

В ОАО «Украинский НИИ огнеупоров им. А.С. Бережного» по результатам выполненного комплекса исследований разработана технология производства термостойкой керамики из ZrO_2 в виде: подставок для нагрева тугоплавких сплавов до 2000...2300 °С перед деформированием и секторов для теплоизоляции футеровки индукционных печей, выдерживающих более 500 теплосмен (футеровка индукционных печей с такими секторами во ВНИИТИ прослужила более 10 лет); стаканов-дозаторов для разливки стали на МНЛЗ, которые по своим свойствам не уступают импортным и обеспечивают длительный срок службы при разливке металла с постоянной скоростью в случае разлива серий плавков методом «плавка на плавку».

Низкий температурный коэффициент линейного расширения, высокие значения термо- и химической стойкости, сопротивление термоударам обусловили значительный интерес к кордиеритовой керамике. Она применяется в качестве носителя катализаторов для очистки выхлопных трактов двигателей внутреннего сгорания, деталей промышленных фенов,

теплообменников, фильтров для очистки газов, воды, расплавленных металлов и т. д.

В ОАО «Новосибирский электровакуумный завод» получена кордиеритовая керамика с пределом прочности при изгибе 100 МПа (температура обжига 1310 °С), температурным коэффициентом линейного расширения $2,1 \cdot 10^{-6} 1/^\circ\text{C}$ (диапазон температур 20...600 °С). Изделия, предназначенные для работы в условиях резких многократных изменений температуры и действия агрессивных сред, могут изготавливаться пластическим деформированием, литьем под давлением, центробежным горячим литьем, прессованием.

Интересной представляется разработка пенокерамики на основе системы $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--SiO}_2$ с прочностью при изгибе 1...2 МПа, рабочей температурой 1400 °С. Основное применение пенокерамики системы $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--SiO}_2$ – фильтры для очистки жидкого чугуна и алюминия. Структура пенокерамики в этом случае представляет собой конгломерат тугоплавких частиц, связанных стеклофазой. Для повышения жаропрочности пенокерамики используют тугоплавкие оксиды $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--ZrO}_2$. Была получена пенокерамика состава $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--ZrO}_2$ (20...40% ZrO_2) с пористостью 80...90%, прочностью $\sigma_{\text{изг}} = 3...5$ МПа и жаропрочностью 1600 °С. Керамика системы $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--ZrO}_2$ может быть использована для фильтрации высоколегированных сталей и сплавов с температурой разлива 1550...1600 °С.

Бурный рост и значительные успехи фундаментальных исследований в области керамики очевидны. Это открывает перспективы резкого увеличения опытно-конструкторских и фундаментальных работ в области производства и изучения керамики.

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ

УДК 621.771.25.04.001.5

С.М. ЖУЧКОВ, д-р техн. наук, А.П. ЛОХМАТОВ, канд. техн. наук,
К.Ю. КЛЮЧНИКОВ, И.В. СИКАЧИНА (ИЧМ НАН Украины)

ВЫБОР ОПТИМАЛЬНОГО ШАГА АППРОКСИМАЦИИ КОНТУРА ГОТОВОГО ХОЛОДНОКАЛИБРОВАННОГО ПРОФИЛЯ ПРИ МАШИННОМ РАСЧЕТЕ МАРШРУТА ПЕРЕХОДОВ

При разработке калибровок процессов волочения, прессования, прокатки и прокатки-волочения (прокатки-прессования) необходимо учитывать большое число факторов, многие из которых недостаточно определены. К числу таких факторов относятся условия контактного трения и механические свойства деформируемого металла.

К наиболее определенным из технологических факторов относятся кинематические граничные условия деформирования, которые задаются геометрией инструмента и заготовки. Для сохранения целостности деформируемого металла и обеспечения заданной точности готового профиля при холодной деформации необходимо обеспечивать максимальное приближение распределения деформаций по периметру сечения профиля к равномерному. Поэтому для автоматизированного проектирования процессов прокатки-волочения целесообразно использовать кинематические аналоги условий пластического равновесия металла во всех точках очага деформации.

В процессах волочения, прессования, а также прокатки-волочения (прокатки-прессования) условия деформации существенно отличаются от условий пластического равновесия при осадке между параллельными плитами призматических и цилиндрических тел [1]. Пластическое течение деформируемого металла в этих процессах в значительной мере определяется геометрическими параметрами поверхностей инструмента. Могут быть предложены другие аналоги условий пластического равновесия:

1) условие максимума осевых скоростей течения в точках профиля, равноудаленных от его контура;

2) условие ортогональности скоростей течения к контуру профиля.

В работе [2] показано, что оба этих условия пластического равновесия базируются на наличии в плоскости сечения контура профиля на выходе из очага деформации геометрических мест точек, в которых осевые скорости (в направлении волочения, прессования или прокатки) максимальны, а следовательно, течение металла в их направлениях облегчено. Нормали, проведенные из этих точек на линии контура, являются линиями естественного течения металла при деформации в заданных условиях. Такими геометрическими местами указанных специфических точек являются линии скелета контура сечения профиля (рис. 1).

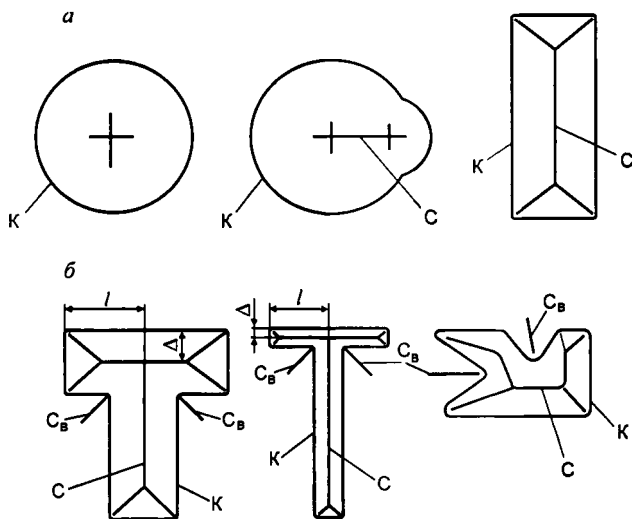


Рис. 1. Внутренние и внешние скелеты контура сечения профиля:

a – контуры с внутренним скелетом сечения профиля; *б* – контуры с внутренним и внешним скелетом сечения профиля; К – контур сечения профиля; С, $C_{в}$ – внутренний и внешний скелеты сечения профиля соответственно

Необходимость использования в системе классификации плоских геометрических объектов свойств скелета контура сечения профиля при автоматизированных расчетах калибровок объясняется тем, что ни один из ранее использовавшихся параметров односвязного контура (площадь, периметр, периметр и площадь равновеликого круга, отношение периметра к периметру равновеликого круга) отдельно или в их совокупности не позволяет однозначно охарактеризовать контур профиля. Только скелет сечения профиля однозначно характеризует его контур. Любое изменение контура приводит к резкому изменению как длины, так и общей формы скелета. Таким образом, внутренний и внешний скелеты контура, однозначно характеризующие его особенности, могут быть приняты за основу в системе классификации плоских геометрических фигур при автоматизированном расчете калибровок переходов при волочении, прессовании, прокатке и прокатке-волочении (прокатке-прессовании) профилей в холодном состоянии.

При проектировании калибровки переходов прокатки-волочения, как и других процессов деформации, рассматривается превращение контура $f(x, y) = 0$ в контур $\varphi(x, y) = 0$. Точностью построения любого переходного сечения определяется качество калибровки в целом.

Для определения параметров формоизменения при производстве плющеной ленты методом прокатки-волочения с использованием математической модели, представленной в работе [2], и выполнения расчетов гладкий контур сечения профиля аппроксимируется многогранником с расстоянием между вершинами ΔP (рис. 2).

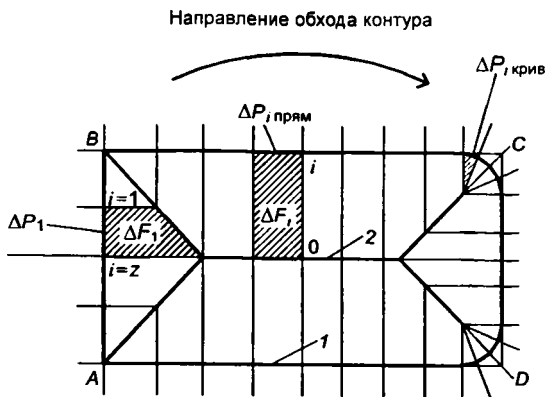


Рис. 2. Схема к определению шага аппроксимации контура сечения готового профиля многогранником:

1 – контур сечения готового профиля; 2 – скелет контура готового профиля; $\Delta P_{i, \text{прям}}$ – шаг аппроксимации прямой части контура готового профиля; $\Delta P_{i, \text{крив}}$ – шаг аппроксимации криволинейной части контура готового профиля; ΔF_i – площадь участка сечения между гранью, соответствующей шагу аппроксимации, и линией скелета контура

Величина ΔP определяется делением длины участка прямой, составляющей часть периметра контура, на целое число z , соответствующее числу вершин на данном участке контура:

$$z = l / \Delta P,$$

где l – длина отрезка контура; z – число вершин. При $z = 0$ вершина одна.

Участки окружностей аппроксимируются хордами с соблюдением тех же условий кратности целому числу участков ΔP .

Шаг аппроксимации в обоих случаях (отрезки прямых и окружностей) выбирается таким, чтобы обеспечить требования, предъявляемые к точности геометрических параметров контура.

Количество и величина граней во многом определяются формой и размерами сечения профиля. При этом каждый участок контура должен иметь целое число граней.

При определении сечения исходной заготовки и количества переходов для получения из нее готового профиля с соблюдением условия максимального приближения распределения деформации во всех точках контура к равномерному используются последовательности, из которых выбираются минимальные или максимальные значения: $\{y_i\}$ – численная характеристика элемента контура с номером вершины i ; $\{\delta_i\}$ – оптимальное единичное линейное обжатие в точке контура i ; $\{n_i\}$ и $\{m_i\}$ – число переходов для каждой вершины контура i .

Учитывая изложенное, можно предположить, что состав указанных последовательностей будет зависеть от принимаемой величины шага аппроксимации контура профиля многогранником, а следовательно, от шага аппроксимации будет зависеть и результат поиска размера сечения

исходной заготовки, и количество переходов для получения из нее готового профиля.

Рекомендации по выбору шага аппроксимации, приведенные в работе [2], получены из условия обеспечения требований, предъявляемых к точности геометрических параметров контура профиля.

Нами была поставлена задача установить пределы изменения шага аппроксимации при производстве плюшевой ленты размерами сечения $4,00 \times 0,70$ мм из стали У8А исходя из необходимости получения заданного профиля из заготовки минимально возможного сечения и за минимальное количество переходов. С этой целью выполнены аналитические исследования влияния величины шага аппроксимации контура сечения профиля на изменение сечения исходной заготовки и количество переходов в интервалах изменения отношений:

$$10 \leq P_{\text{проф}} / \Delta P_{\text{прям}} \leq 100; \quad 0,1 \leq \Delta P_{\text{крив}} / \Delta P_{\text{прям}} \leq 1,00,$$

где $P_{\text{проф}}$ — периметр профиля; $\Delta P_{\text{прям}}$, $\Delta P_{\text{крив}}$ — величина грани (расстояние между вершинами многогранника) на прямолинейных и криволинейных участках контура профиля.

Результаты моделирования для условий получения плюшевой ленты размерами сечения $4,00 \times 0,70$ мм из стали У8А представлены на рис. 3.

Анализ полученных результатов показывает, что величина шага аппроксимации прямых участков контура сечения профиля в рассмотренном интервале отношений $\Delta P_{\text{прям}} / P_{\text{проф}}$ не оказывает существенного влияния на количество переходов и соответственно на величину сечения исходной заготовки.

В то же время изменение отношения величины шага аппроксимации криволинейных участков к величине шага аппроксимации прямолинейных участков, т. е. заданная точность аппроксимации криволинейных участков, влияет на количество переходов. Последнее особенно чувствительно к из-

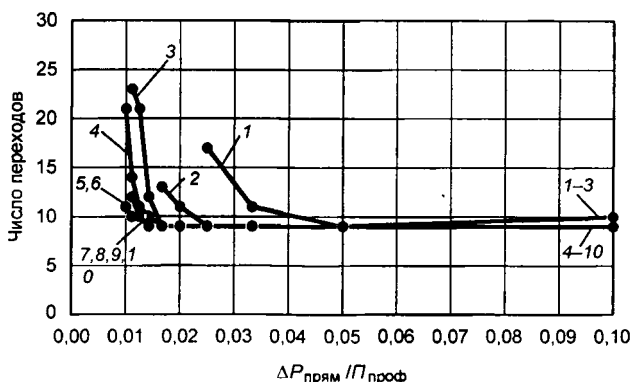


Рис. 3. Зависимость количества переходов от шага аппроксимации контура сечения профиля многогранником:

1 — $\Delta P_{\text{крив}} / \Delta P_{\text{прям}} = 0,1$; 2 — 0,2; 3 — 0,3; 4 — 0,4; 5 — 0,5; 6 — 0,6; 7 — 0,7; 8 — 0,8; 9 — 0,9; 10 — $\Delta P_{\text{крив}} / \Delta P_{\text{прям}} = 1,0$

менению $\Delta P_{\text{крив}} / \Delta P_{\text{прям}}$ при отношении шага аппроксимации прямых участков к периметру сечения в интервале $0,015 \geq \Delta P_{\text{прям}} / P_{\text{проф}} \geq 0,000$, а для $0,1 \leq \Delta P_{\text{крив}} / \Delta P_{\text{прям}} \leq 0,2$ этот интервал расширяется до величины $0,035 \geq \Delta P_{\text{прям}} / P_{\text{проф}} \geq 0,000$. Количество переходов в этом случае резко возрастает (до 100 и более).

Таким образом, наиболее рациональными условиями аппроксимации гладкого контура поперечного сечения профиля многогранником при производстве плюшенной ленты размерами сечения $4,00 \times 0,70$ мм из стали У8А можно считать $0,02 \leq \Delta P_{\text{прям}} / P_{\text{проф}} \leq 0,05$ при $0,20 \leq \Delta P_{\text{крив}} / \Delta P_{\text{прям}} \leq 1,00$. Указанные условия могут быть использованы и для других аналогичных профилей.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Сторожев М.В., Попов Е.А.* Теория обработки металлов давлением. М.: Машиностроение, 1977. 423 с.
2. Калибрование фасонных профилей / В.Н. Аргунов, М.З. Ерманок, А.И. Петров, М.В. Харитонович. М.: Металлургия, 1989. 208 с.

УДК 621.983.4

И.М.ШИМАНОВИЧ, канд. техн. наук (БНТУ)

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА ПРЯМОЙ И ОБРАТНОЙ РОТАЦИОННОЙ ВЫТЯЖКИ НА ВЕЛИЧИНУ НЕЙТРАЛЬНЫХ УГЛОВ В ОЧАГЕ ДЕФОРМАЦИИ

Ротационная вытяжка в шариковых матрицах (матрицах, у которых в качестве деформирующего инструмента используются заключенные в обойму шары) представляет собой пластическое формоизменение материала заготовки, находящейся на вращающейся оправке, при значительном обжатии стенки заготовки и ее удлинении в продольном направлении. Течение металла относительно направления продольной подачи деформирующего инструмента определяет способ ротационной вытяжки – прямой (удлинение в направлении продольного перемещения деформирующего инструмента) или обратный (течение металла происходит в направлении, противоположном движению инструмента).

В процессе ротационной вытяжки шариковыми матрицами деформирующие шары обычно приводятся во вращение от обрабатываемой заготовки. В работе [1] представлены зависимости для определения величины нейтральных углов, соответствующих нейтральным точкам, в которых задается скорость вращения шаров (в этих точках скорость движения металла равна скорости вращения деформирующих тел качения). В случае прямой ротационной вытяжки

$$\gamma_n = \frac{\sin \varphi}{4\mu} (\mu \cos \varphi - \sin \varphi + 2\mu_o) + \frac{\varphi}{4} + \frac{T_1}{4\pi p R_{ш} \mu (R_o + h_1/2)}, \quad (1)$$

в случае обратной

$$\gamma_n = \frac{\sin \varphi}{4\mu} (\mu \cos \varphi - \sin \varphi - 2\mu_o) + \frac{\varphi}{4} + \frac{T_2}{4\pi p R_{ш} \mu (R_o + h_0/2)}. \quad (2)$$

Здесь φ — угол захвата металла шаром; μ , μ_o — коэффициенты трения на шарах и оправке соответственно; T_1 , T_2 — усилия соответственно растяжения обработанной части заготовки при прямой ротационной вытяжке и сжатия исходной части при обратной; p — нормальное контактное напряжение, возникающее на поверхности оправки; $R_{ш}$, R_o — радиусы деформирующих шаров и оправки; h_0 , h_1 — толщина стенки оболочки соответственно до и после деформации.

Анализ зависимостей (1) и (2) показывает, что при прямой ротационной вытяжке с ростом коэффициентов трения μ и μ_o , усилий T_1 и T_2 , радиуса шаров $R_{ш}$ происходит увеличение нейтрального угла, или, что то же, увеличение зоны опережения в очаге деформации. Увеличение контактного давления p и степени деформации за проход ϵ ведет к уменьшению нейтрального угла (рис. 1). Из графиков также видно, что при обычных условиях протекания процесса обратной ротационной вытяжки нейтральный угол, как правило, равен нулю (построенные теоретические кривые в зоне отрицательных значений нейтрального угла не имеют реального смысла), т. е. в очаге деформации имеет место лишь зона отставания.

Приравняв выражения (1) и (2) нулю (при теоретическом анализе $\gamma_n \leq 0$)

и обозначив $X = 1/R_{ш}$, $D_1 = \frac{T_1}{4\pi p \mu (R_o + h_1/2)}$, $D_2 = \frac{T_2}{4\pi p \mu (R_o + h_0/2)}$, получим:

$$X \left[X \left(\frac{\Delta S^2}{4\mu^2} - \frac{D_1 \Delta S}{\mu} + D_1^2 + \frac{\Delta S^2}{2} + \frac{\Delta S^2 \mu_o}{2\mu} \right) - \frac{\Delta S}{2} - \frac{\Delta S \mu_o^2}{2\mu^2} - \frac{\Delta S \mu_o}{\mu} \right] \geq 0; \quad (3)$$

$$X \left[X \left(\frac{\Delta S^2}{4\mu^2} - \frac{D_2 \Delta S}{\mu} + D_2^2 + \frac{\Delta S^2}{2} + \frac{\Delta S^2 \mu_o}{2\mu} \right) - \frac{\Delta S}{2} - \frac{\Delta S \mu_o^2}{2\mu^2} + \frac{\Delta S \mu_o}{\mu} \right] \geq 0. \quad (4)$$

Решение данных неравенств имеет вид $X_1 \geq 0$, $X_2 > 0$ или $X_1 \leq 0$, $X_2 < 0$. Поскольку $X_1 = 1/R_{ш}$ заведомо больше нуля, имеет место решение $X_1 \geq 0$, $X_2 > 0$. Таким образом, из неравенств (3) и (4) получаем для прямой ротационной вытяжки

$$R_{ш} < \frac{(\Delta S - 2\mu D_1)^2 + 2\mu \Delta S^2 (\mu + \mu_o)}{2\Delta S (\mu + \mu_o)^2}, \quad (5)$$

для обратной

$$R_{ш} < \frac{(\Delta S - 2\mu D_2)^2 + 2\mu \Delta S^2 (\mu + \mu_o)}{2\Delta S (\mu - \mu_o)^2}. \quad (6)$$

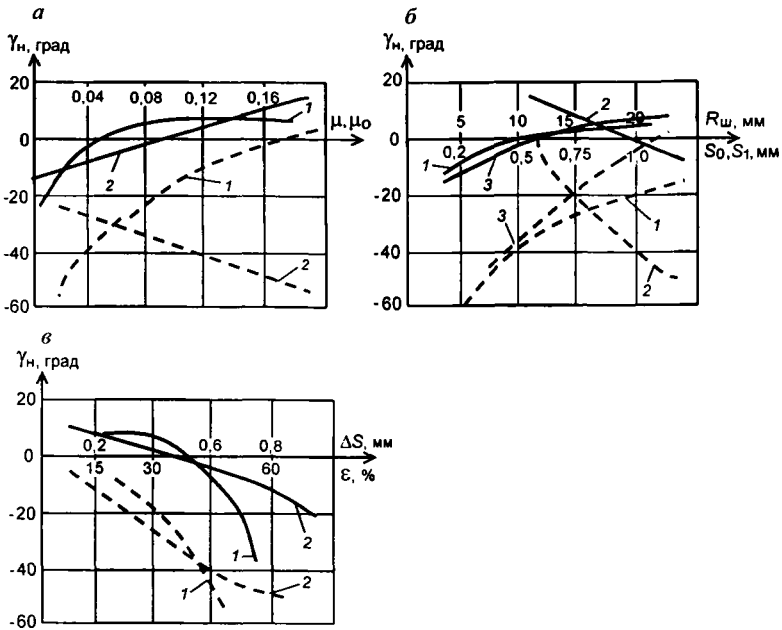


Рис. 1. Зависимость нейтрального угла γ_n :

a – от коэффициентов трения при прямой (сплошная линия) и обратной (штриховая) ротационных вытяжках при $S_0 = 1$ мм, $\Delta S = 0,5$ мм, $R_{ш} = 10$ мм, $R_0 = 10$ мм, $p = 1,05\sigma_s$, $T_1 = T_2 = 0,2\sigma_s$; 1 – $\mu_0 = 0,1$; 2 – $\mu = 0,05$; *б* – от радиуса деформирующих шаров $R_{ш}$ и толщины стенки заготовки при $\mu_0 = 0,1$, $\mu = 0,05$, $R_0 = 10$ мм, $p = 1,05\sigma_s$, $T_1 = T_2 = 0,2\sigma_s$; 1 – $S_0 = 1$ мм, $\Delta S = 0,5$ мм; 2 – $S_1 = 0,5$ мм, $R_{ш} = 10$ мм; 3 – $S_0 = 1$ мм, $R_{ш} = 10$ мм; *в* – от абсолютного обжатия стенки по толщине (кривая 2) и степени деформации за проход (кривая 1) при $\mu_0 = 0,1$, $\mu = 0,05$, $R_0 = 10$ мм, $p = 1,05\sigma_s$, $R_{ш} = 10$ мм, $T_1 = T_2 = 0,2\sigma_s$, $S_0 = 1$ мм

Рассмотрим теперь, при каких значениях $R_{ш}$ в очаге деформации имеет место лишь зона опережения, т. е. $\gamma_n \geq \phi$. Из выражений (3) и (4) по аналогии с предыдущим случаем будем иметь:

$$X \left[X \left(\frac{D_1 \Delta S}{\mu} - D_1^2 + \frac{\Delta S^2}{2} - \frac{\Delta S^2}{4\mu^2} - \frac{\Delta S^2 \mu_0}{2\mu} \right) + \frac{\Delta S}{2} + \frac{\Delta S^2 \mu_0}{2\mu^2} - \frac{\Delta S \mu_0}{\mu} \right] \leq 0;$$

$$X \left[X \left(\frac{D_2 \Delta S}{\mu} - \frac{\Delta S^2}{4\mu^2} - D_2^2 + \frac{\Delta S^2}{2} + \frac{\Delta S^2 \mu_0}{2\mu} \right) + \frac{\Delta S}{2} + \frac{\Delta S \mu_0^2}{2\mu^2} + \frac{\Delta S \mu_0}{\mu} \right] \leq 0.$$

Решение полученных неравенств имеет вид $X_1 \geq 0$, $X_2 < 0$. Поскольку $X_1 = 1/R_{ш} > 0$, получим для прямой ротационной вытяжки

$$R_{ш} > - \frac{2\mu_0 \Delta S^2 (\mu - \mu_0) - (\Delta S - 2\mu D_1)^2}{2\Delta S (\mu - \mu_0)^2}, \quad (7)$$

для обратной

$$R_{ш} > - \frac{2\mu_0 \Delta S^2 (\mu + \mu_0) - (\Delta S - 2\mu D_2)^2}{2\Delta S (\mu + \mu_0)^2} \quad (8)$$

Полученные по формулам (5) – (8) значения $R_{ш}$ являются критическими, т. е. с их изменением меняется картина течения металла в очаге деформации. В случае прямой ротационной вытяжки (рис. 2) значения радиуса шара, находящиеся внутри зоны, ограниченной двумя кривыми, характеризуют случай, когда в очаге деформации существуют нейтральные точки, т. е. имеются зоны опережения и отставания.

Как было сказано выше, при обратной ротационной вытяжке в очаге деформации находится обычно лишь зона отставания. В этом случае графики изменения критического радиуса шаров (рис. 3) являются границей раздела зоны отставания и переходной зоны.

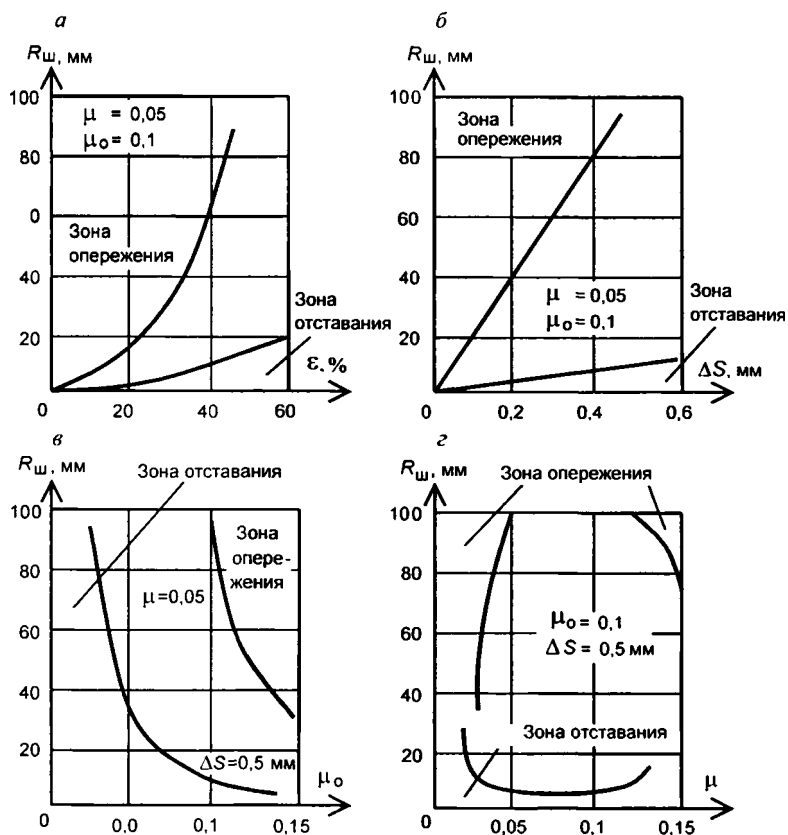


Рис. 2. Изменение критического радиуса шара при прямой ротационной вытяжке в зависимости от степени деформации (а), абсолютного обжатия стенки заготовки (б), коэффициентов трения по оправке (в) и шарам (г) ($p = 1,05\sigma_s$, $T_1 = 0,2\sigma_s$, $R_0 = 10 \text{ мм}$, $S_1 = 0,5 \text{ мм}$)

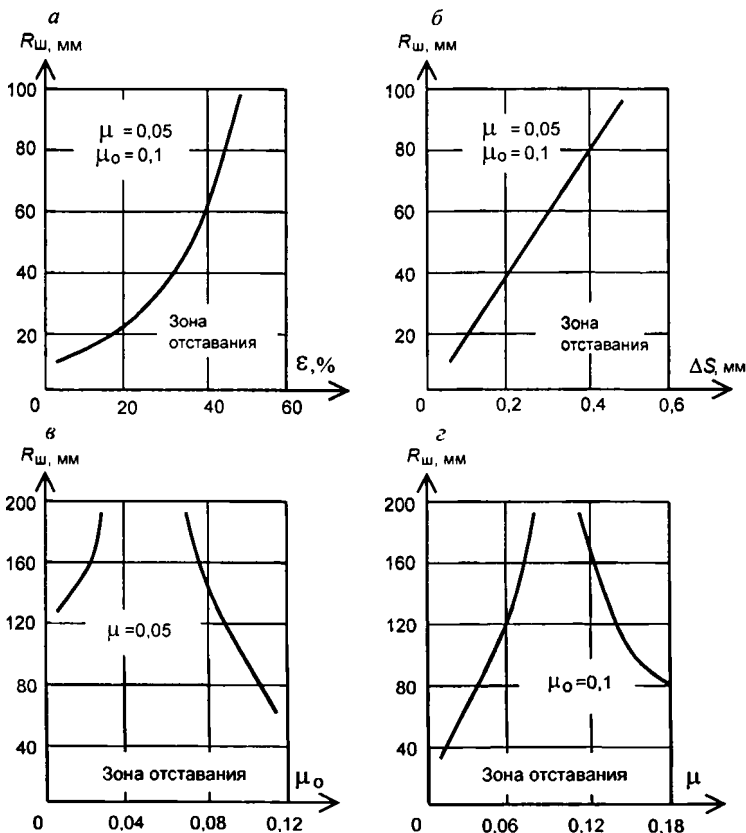


Рис. 3. Изменение критического радиуса шара при обратной ротационной вытяжке в зависимости от степени деформации (а), абсолютного обжатия стенки заготовки (б), коэффициентов трения по оправке (в) и шарам (г) ($\rho = 1,05\sigma_s$, $T_2 = 0,2\sigma_s$, $R_0 = 10$ мм, $S_1 = 0,5$ мм)

Таким образом, при ротационной вытяжке можно выбирать размеры деформирующего инструмента с учетом наличия в очаге деформации той или иной зоны, т. е. необходимого характера течения металла.

ЛИТЕРАТУРА

1. Добровольский И.Г., Степаненко А.В., Шиманович И.М. Кинематические условия течения металла при ротационной вытяжке шариковыми матрицами // Вестн АН БССР. Сер. физ.-техн. навук. 1986. № 1. С. 57 – 61.

МЕТОДЫ РАСЧЕТА НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ПРИ ПРОКАТКЕ ПРОФИЛЕЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕТОДА КОНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

Общая тенденция развития методов моделирования процессов обработки металлов давлением (ОМД) заключается в том, что в течение всего периода развития наблюдается постепенное повышение точности моделирования за счет отказа от множества упрощающих допущений, которые во многих случаях понижают точность решения задач.

Так, при моделировании с использованием метода Ритца общепринятым было использование модели жесткопластической несжимаемой среды, гипотезы плоских сечений, а также отсутствие учета изменяющегося температурного поля.

С появлением метода конечных элементов появилась возможность отказаться от использования всех вышеперечисленных упрощающих допущений. Однако специфика этого метода привела к необходимости использования допущения о несжимаемости обрабатываемого материала. Решение данной проблемы возможно разными путями. Два подхода к решению хорошо описаны в работе [1]. Применение этих подходов позволило решить многие задачи из области прессования [2],ковки [3], прокатки простых и некоторых сложных профилей [4, 5].

Вместе с тем вызывает значительный интерес решение данной задачи не приближенными методами, а точным. Выгоды такого подхода очевидны, так как в этом случае практически единственной проблемой при решении задач сложного деформирования останется правильный учет трения на контакте металла с инструментом. В этом случае решение задачи сводится к минимизации обычного функционала Лагранжа, определяющего полную мощность деформирования, с добавлением интегрального слагаемого, гарантирующего выполнение условия непроницаемости:

$$I = \frac{1}{2} \int_V \mu H^2 dV - \int_S \sigma_\tau v_\tau dS + t \int_S (v_n - w_n)^2 dS = 0, \quad (1)$$

где μ — условная вязкость металла; V — объем деформируемого тела; σ_τ , v_τ — полное напряжение трения и скорость скольжения металла по инструменту; t — штрафной коэффициент на невыполнение условия непроницаемости; v_n — проекция скорости течения металла в данной точке контактной поверхности на нормаль к поверхности в этой точке; w_n — проекция скорости движения инструмента на нормаль к поверхности контакта в данной точке.

Для решения задачи необходимо заложить условие несжимаемости в сам конечный элемент. Для простоты и наглядности решения приведем выкладки в глобальной декартовой системе координат x, y, z .

При конечно-элементной интерполяции поля скоростей по элементу выражения для скоростей V и W в направлении осей y и z записываются следующим образом:

$$V_k = N_{i_k} V_{i_k}; \quad W_k = N_{i_k} W_{i_k}, \quad (2)$$

где k – номер элемента; i – номер узла в элементе; N_{i_k} – функция формы конечного элемента в глобальной декартовой системе координат; V_{i_k}, W_{i_k} – искомые узловые скорости.

Условие несжимаемости в аналитическом виде имеет вид

$$\xi_{x_k} + \xi_{y_k} + \xi_{z_k} = 0. \quad (3)$$

Составляющие уравнения (3) определяются дифференцированием выражений (2):

$$\xi_{y_k} = \frac{\partial V_k}{\partial y} = \left(\frac{\partial N_{i_k}}{\partial y} \right) V_{i_k}; \quad \xi_{z_k} = \frac{\partial W_k}{\partial z} = \left(\frac{\partial N_{i_k}}{\partial z} \right) W_{i_k}.$$

Тогда

$$\xi_{x_k} = - \int (\xi_{y_k} + \xi_{z_k}) dx,$$

а

$$U_k = \int \xi_{x_k} dx + C = - \int (\xi_{y_k} + \xi_{z_k}) dx + C,$$

или в развернутом виде

$$U_k = - \int \left[\left(\frac{\partial N_{i_k}}{\partial y} \right) V_{i_k} + \left(\frac{\partial N_{i_k}}{\partial z} \right) W_{i_k} \right] dx + C,$$

где C – постоянная интегрирования, определяемая из граничного условия на торце профиля.

Для того чтобы понять, каким образом определяется постоянная интегрирования C , рассмотрим конечный элемент, приведенный на рис. 1.

На рисунке обозначения $S_{x_{k1}}$ и $S_{x_{k2}}$ соответствуют уравнениям поверхностей элемента k с узлами 1, 4, 8, 5 и 2, 3, 7, 6 соответственно.

В постановке задачи принято, что используется сетка конечных элементов, состоящая из прямоугольных призм, которые в направлении оси x (направление прокатки) стыкуются друг с другом плоскостями $S_{x_{k1}}$ и $S_{x_{k2}}$. Тогда граничное условие для элемента запишется так:

$$U_k = U_{k_{1485}} \text{ при } x = S_{x_{k1}}.$$

После определения постоянной интегрирования получим выражение для определения U_k :

$$U_k = U_{k_{1485}} + \left[\int (\xi_{y_k} + \xi_{z_k}) dx \right]_{x=S_{x_{k1}}} - \int (\xi_{y_k} + \xi_{z_k}) dx.$$

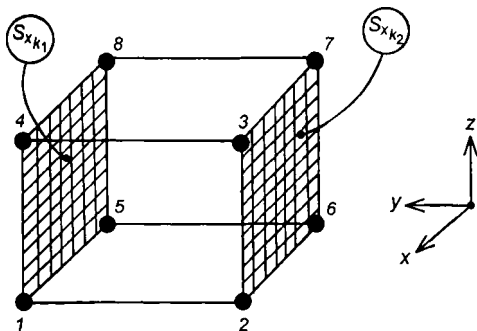


Рис. 1. Схема конечного элемента

Введем обозначение $R_k = \left[\int (\xi_{y_k} + \xi_{z_k}) dx \right]_{x=S_{x_{k1}}} - \int (\xi_{y_k} + \xi_{z_k}) dx$.

Для более глубокого понимания процедуры сшивания элементов по компоненте U рассмотрим пример, в котором проследим эту процедуру на четырех элементах (рис. 2).

В нашем случае скорость

$$U_{k_{1485}} = N_{h_k} \Big|_{x=S_{x_{k1}}} U_{h_k},$$

где $h = 1, 4, 8, 5$. Тогда

$$U_1 = U_{1_{1485}} + R_1; \quad U_2 = U_{2_{1485}} + R_2; \quad U_3 = U_{3_{1485}} + R_3; \quad U_4 = U_{4_{1485}} + R_4.$$

Для второго элемента

$$U_2 = U_{1_{1485}} + R_1 \Big|_{x=S_{x_{12}}} + R_2.$$

Аналогично для третьего элемента

$$U_3 = U_{1_{1485}} + R_1 \Big|_{x=S_{x_{12}}} + R_2 \Big|_{x=S_{x_{22}}} + R_3.$$

Для четвертого элемента

$$U_4 = U_{1_{1485}} + R_1 \Big|_{x=S_{x_{12}}} + R_2 \Big|_{x=S_{x_{22}}} + R_3 \Big|_{x=S_{x_{32}}} + R_4.$$

Обобщенное выражение для скорости U в индексной форме для неограниченного количества элементов запишется так:

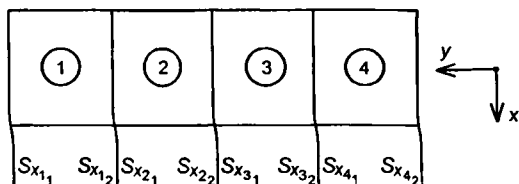


Рис. 2. Расчетная схема

$$U_k = U_{1_{485}} + \sum_{m=1}^{S-1} R_m \Big|_{x=S_{x_{m2}}} + R_k$$

или

$$U_k = N_{h_k} \Big|_{x=S_{x_{k1}}} U_{h_k} + \sum_{m=1}^{S-1} R_m \Big|_{x=S_{x_{m2}}} + R_k, \quad (4)$$

где S — количество элементов в столбце (в нашем примере используется один столбец из четырех элементов, поэтому $S - 1 = 3$), т. е. S — это порядковый номер элемента в столбце.

Необходимо пояснить, что мы понимаем под столбцом элементов. Если представить поперечное сечение заготовки, разбитое на конечные элементы четырехугольной формы, то это сечение будет основанием каждого столбца элементов. Затем, формируя трехмерную сетку конечных элементов наращиванием предыдущего слоя следующим слоем, мы получим тело, состоящее из столбцов элементов, связанных друг с другом в узлах.

Теперь имеется возможность определения всех оставшихся компонент тензора скоростей деформации:

$$\gamma_{xy_k} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial U_k}{\partial y} + \frac{\partial V_k}{\partial x} \right) = \frac{1}{2} \left[\left(\frac{\partial N_{h_k} \Big|_{x=S_{x_{k1}}}}{\partial y} \right) U_{h_k} + \left(\sum_{m=1}^{S-1} \frac{\partial R_m \Big|_{x=S_{x_{m2}}}}{\partial y} \right) + \frac{\partial R_k}{\partial y} + \left(\frac{\partial N_{i_k}}{\partial x} \right) V_{i_k} \right];$$

$$\gamma_{yz_k} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial V_k}{\partial z} + \frac{\partial W_k}{\partial y} \right) = \frac{1}{2} \left[\left(\frac{\partial N_{i_k}}{\partial z} \right) V_{i_k} + \left(\frac{\partial N_{i_k}}{\partial y} \right) W_{i_k} \right];$$

$$\gamma_{zx_k} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial U_k}{\partial z} + \frac{\partial W_k}{\partial x} \right) = \frac{1}{2} \left[\left(\frac{\partial N_{h_k} \Big|_{x=S_{x_{k1}}}}{\partial z} \right) U_{h_k} + \left(\sum_{m=1}^{S-1} \frac{\partial R_m \Big|_{x=S_{x_{m2}}}}{\partial z} \right) + \frac{\partial R_k}{\partial z} + \left(\frac{\partial N_{i_k}}{\partial x} \right) W_{i_k} \right].$$

Таким образом, определены все составляющие поля скоростей и тензора скоростей деформации, необходимые для решения задачи по определению напряженно-деформированного состояния при прокатке профиля любой сложности. В данном случае получено трехмерное поле скоростей, которое удовлетворяет условию несжимаемости абсолютное точно, так как это условие заложено в конечный элемент строго аналитически. Кроме того, мы практически свели задачу определения трехмерного поля скоростей (определение компонент U_{i_k} , V_{i_k} , W_{i_k}) в каждом элементе к задаче нахождения только компонент V_{i_k} , W_{i_k} для всех конечных элементов и компонент U_{h_k} для элементов, образующих задний торец заготовки. Оставшиеся компоненты U_{i_k} определяются с использованием выражения (4) по известным из решения компонентам V_{i_k} и W_{i_k} .

Недостаток этого подхода заключается в том, что алгоритм формирования глобальной матрицы жесткости значительно усложняется по сравнению с обычным методом конечных элементов. Увеличивается и количество выкладок, связанных с получением функций форм в глобальных де-

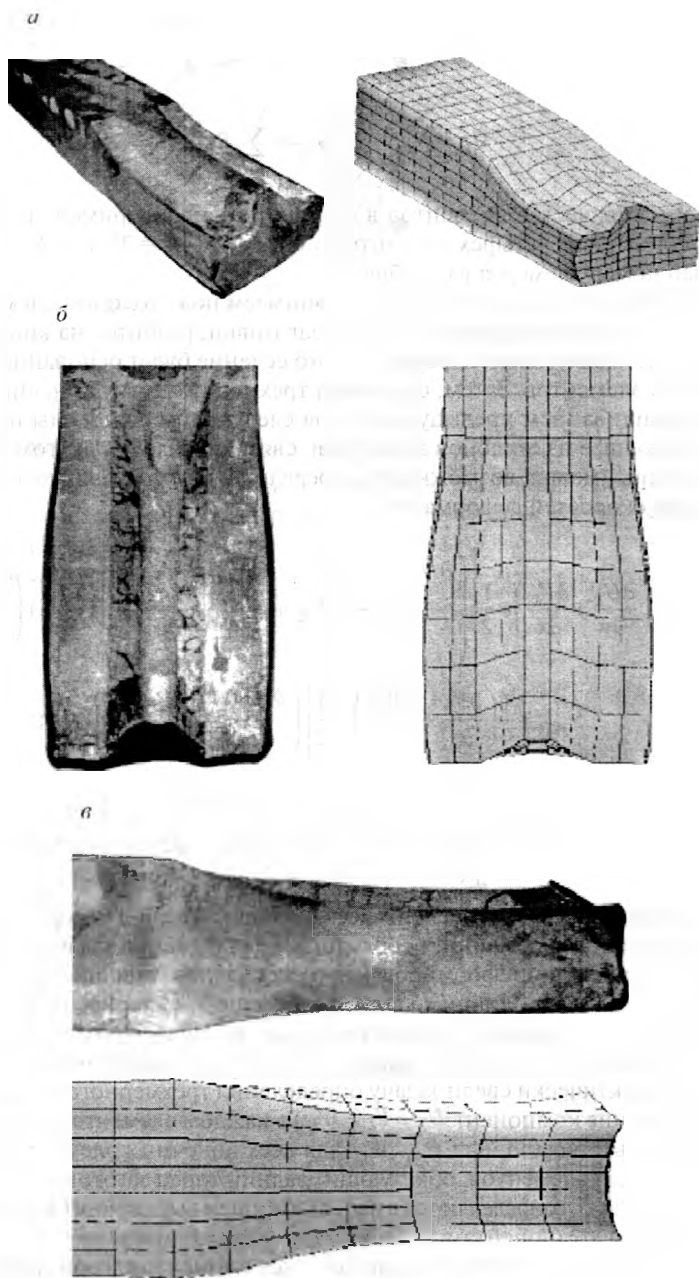


Рис. 3. Прокатка прямоугольной полосы в формирующем угловом калибре:
a – изотермия; *б* – вид сверху; *в* – вид сбоку

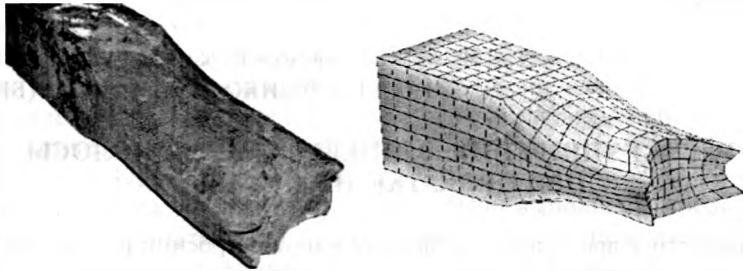


Рис. 4. Прокатка прямоугольной полосы в однорадиусном овальном калибре

картовых координатах. Сложность возрастает также из-за необходимости дифференцирования и интегрирования функций форм конечных элементов с учетом метода стыковки отдельных элементов, но наличие современного программного обеспечения математического направления, такого как MathCad и Mathematica, значительно облегчает решение этой задачи.

Решение задачи возможно и в локальной системе координат, более привычной для специалистов, использующих метод конечных элементов.

В качестве примера, демонстрирующего работоспособность описанного выше алгоритма, приведем результаты расчета деформированного состояния при прокатке квадратной полосы в овальном калибре с использованием разработанного автором конечно-элементного пакета (рис. 3, 4). Наряду с результатами расчета приведены фотографии образца, прокатанного в ходе проведения экспериментальных исследований в условиях горячей прокатки на стане 300 в лаборатории Днепродзержинского государственного технического университета.

ЛИТЕРАТУРА

1. Миленин А.А. Исследование численных свойств алгоритмов метода конечных элементов применительно к трехмерным задачам обработки металлов давлением // *Металлы*. 1998. № 5. С. 33 – 37.
2. Миленин А.А. Анализ напряженно-деформированного состояния при прессовании профилей // *Проблемы вычислительной механики и прочности конструкций*. Днепропетровск: Навчальна книга, 1998. Т. 3. С. 86 – 93.
3. Гринкевич В.А., Чухлеб В.Л., Коган М.А. Исследование формоизменения металла при изготовлении поковок корпуса насоса по разным схемам с использованием компьютерного моделирования // *Удосконалення процесів та обладнання обробки тиском в металургії та машинобудуванні*. Краматорск, 2001. С. 365 – 369.
4. Миленин А.А., Корсун П.В., Ершов С.В. Математическое моделирование прокатки в калибрах в условиях трехмерного течения металла // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2000. № 8 – 9. С. 56 – 58.
5. Исследование и прогнозирование особенностей трехмерного формоизменения металла при прокатке в тавровом калибре / А.А. Миленин, П.В. Корсун, С.В. Ершов, С.А. Лапенко // *Совершенствование процессов и оборудования обработки давлением в машиностроении и металлургии*. Краматорск, 2001. С. 458 – 462.

Л.А. ИСАЕВИЧ, д-р техн. наук, А.Г. ГЕРАСИМОВА,
М.И. СИДОРЕНКО, канд. техн. наук (БНТУ)

РАСЧЕТ УШИРЕНИЯ КОНЦЕВЫХ ЧАСТЕЙ ПОЛОСЫ ПРИ ПРОКАТКЕ НА ОПРАВКЕ

В последнее время в отечественном машиностроении широко применяются малолистовые рессоры из листов переменной толщины. Это объясняется существенными преимуществами таких рессор (уменьшение металлоемкости, трудоемкости сборки, снижение массы автомобиля, увеличение ресурса эксплуатации) по сравнению с традиционно применяемыми многолистовыми рессорами.

Один из способов производства рессорных листов переменной толщины [1], а также разработанные на его основе технология и оборудование внедрены на Минском рессорном заводе и применяются в производстве малолистовых рессор для автомобилей семейства МАЗ, МАЗ-МАН. Существенное отличие данного способа от ранее известных заключается в том, что полосовая заготовка после нагрева в индукторе подается в прокатный стан, где прокатывается на перемещающейся профилированной оправке в неприводных валках при жестко фиксированном зазоре между ними. Таким образом, профилирование полосовых заготовок обеспечивается соответствующим контуром рабочих поверхностей подвижной оправки. Данный способ отличается высокой производительностью, простотой оборудования и надежностью. Однако при его реализации выявился существенный недостаток – уширение концевых частей полосы, связанное с изменением обжатия по ее длине (рис. 1).

Одно из основных требований к рессорным листам – обеспечение точных геометрических размеров профиля по длине полосы. В то же время уширение концевых участков приводит к тому, что для получения точных размеров по ширине требуется дополнительная операция – фрезерование или обрезка концов прокатанной полосы по ширине.

Исходя из вышесказанного необходимо было определить фактическое значение уширения при существующей технологии и разработать способы, позволяющие значительно снизить эту величину. С этой целью был выполнен теоретический анализ факторов, влияющих на уширение, с пос-

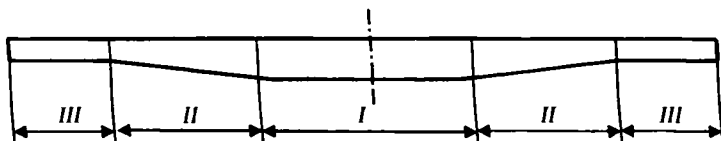


Рис. 1. Форма профилированной заготовки малолистовой рессоры:

I – центральная часть; II – параболический или клиновидный профиль; III – концевые гладкие участки

ледующим проведением экспериментов на установке с приводными валками и оправкой прямоугольного сечения.

Для моделирования процесса горячей прокатки использовали свинцовые заготовки, так как свинец обладает механическими свойствами (предел текучести, относительное удлинение), сравнимыми по значению с механическими свойствами рессорной стали при температуре 1100...1150 °С [2, 3].

Для снижения уширения на оправке были выполнены продольные канавки, в результате чего на поверхности образовались выступы трапецеидальной и впадины треугольной формы с углом 2α при вершине (рис. 2).

Продольные канавки (риски) на инструменте приводят к анизотропии трения [4]. Скольжение металла по инструменту поперек канавок будет затруднено в большей степени, чем вдоль. Коэффициент трения при скольжении металла поперек направления рисок, появляющихся в результате механической обработки рабочего инструмента, примерно на 20% выше, чем при движении металла вдоль направления обработки [5].

Заготовка при прокатке по ширине делится на зону прилипания, которая находится в центральной части заготовки, и краевую зону [6]. В зоне прилипания уширение практически отсутствует, так как прокатываемый металл прилипает к инструменту и движение его внутри зоны происходит преимущественно в направлении прокатки [7]. Только в двух крайних зонах шириной b_k металл может перемещаться в стороны, вызывая уширение (рис. 3). Вследствие этого канавки выполняли на участках определенной ширины по краям оправки.

Для определения протяженности краевой зоны использовали эмпирическую формулу [6]

$$b_k = Ch_0 + \frac{h_0}{f} \frac{\xi - f}{\xi + f},$$

где $C = 0,575$; f – коэффициент трения; ξ – коэффициент, равный 0,6.

С целью определения коэффициентов трения при прокатке на оправке с продольными канавками рассмотрим модель, базирующуюся на анализе особенностей локального контакта и учитывающую геометрические параметры пятен касания [8]. Для теоретического анализа в качестве расчетной примем схему, показанную на рис. 2.

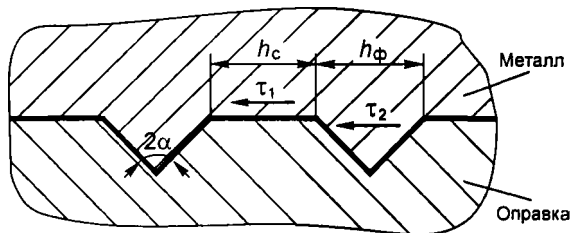


Рис. 2. Профиль поверхности оправки

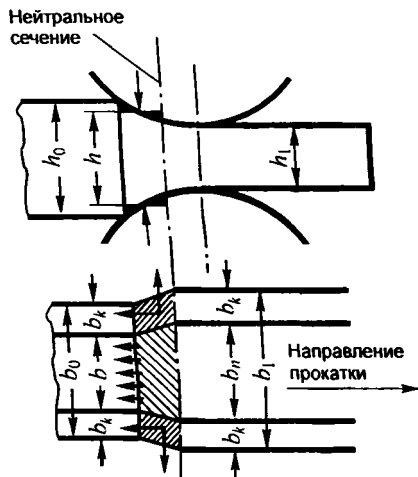


Рис. 3. Влияние прилипания заготовки к валкам на уширение

Так как контакт поверхности оправки с металлом дискретен и неоднороден, то сила трения представляет собой сумму элементарных сил трения, возникающих на отдельных площадках касания [9]:

$$T_{\Sigma} = \Sigma T_1 + \Sigma T_2,$$

где T_1 – сила трения, действующая на свободной площадке касания шириной b_c ; T_2 – сила трения, действующая на фактической площадке касания шириной b_{ϕ} .

В свою очередь

$$T_{\Sigma} = \tau_1 b_c n + \tau_2 b_{\phi} m, \quad (1)$$

где τ_1, τ_2 – касательные напряжения, действующие соответственно на свободной и на фактической площадке касания; n – количество площадок касания шириной b_c ; m – количество площадок касания шириной b_{ϕ} .

На свободной поверхности контакта касательное напряжение можно выразить исходя из условия трения по Зибелю:

$$\tau_1 = f \sigma_t, \quad (2)$$

где f – коэффициент контактного трения; σ_t – предел текучести.

На фактической площадке касания коэффициент трения в поперечном направлении равен предельному значению ($f = 0,577$ [4]) и соответственно касательное напряжение [8]

$$\tau_2 = k, \quad (3)$$

где k – сопротивление пластическому сдвигу.

Подставив (2) и (3) в выражение (1), получим

$$T_{\Sigma} = f\sigma b_c n + kb_{\Phi}m.$$

Действующее на площадках среднее касательное напряжение

$$\tau_{cp} = T_{\Sigma} / B_{\Sigma},$$

где B_{Σ} – суммарная ширина касания: $B_{\Sigma} = b_c n + b_{\Phi} m$.

Тогда средний коэффициент трения, действующий в поперечном направлении, можно выразить так:

$$f_y = \tau_{cp} / \sigma_t.$$

В продольном же направлении коэффициент трения f_x можно приближенно принять равным коэффициенту трения для случая прокатки на гладкой оправке.

При расчете уширения полосы необходимо учесть, что процесс прокатки на оправке является несимметричным, так как условия деформирования для верхнего валка и оправки различны. Исходя из этого значения коэффициентов контактного трения в поперечном и продольном направлениях брали усредненными по толщине заготовки:

$$f_{y(cp)} = \frac{f_y^{(1)} + f_y^{(2)}}{2}; \quad f_{x(cp)} = \frac{f_x^{(1)} + f_x^{(2)}}{2},$$

где $f_y^{(1)}$, $f_y^{(2)}$ – поперечный коэффициент контактного трения соответственно на верхнем валке и на оправке; $f_x^{(1)}$, $f_x^{(2)}$ – продольный коэффициент контактного трения соответственно на верхнем валке и на оправке.

Теоретический анализ уширения проводили для следующих случаев прокатки:

- 1) на гладкой оправке без смазки ($f_y = f_x$);
- 2) на гладкой оправке со смазкой, нанесенной на оправку ($f_y k_{в.с} = f_x k_{в.с}$, где $k_{в.с}$ – коэффициент влияния смазки);
- 3) на оправке с параллельными канавками без смазки ($f_y > f_x$);
- 4) на оправке с параллельными канавками и со смазкой, нанесенной на оправку ($f_y k_{в.с} > f_x k_{в.с}$).

Коэффициент контактного трения свинца по стали определяли экспериментально методом конических бойков (методом Губкина) [10]. Осадку образцов проводили со смазкой и без смазки. В качестве смазки применяли веретенное масло АУ ОСТ 3801412–86. Исходя из полученных данных рассчитали влияние смазки на коэффициент контактного трения:

$$k_{в.с} = f_1 / f_2,$$

где f_1 – коэффициент контактного трения при наличии смазки; f_2 – коэффициент контактного сухого трения.

Далее рассмотрим уширение полосы прямоугольного сечения при прокатке на оправке с продольными канавками.

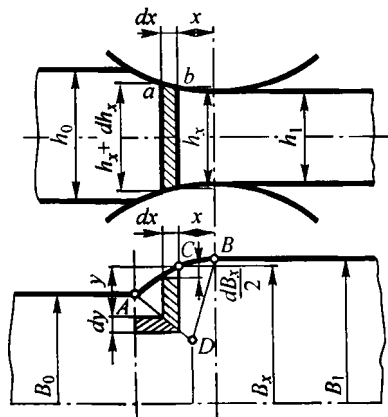


Рис. 4. Условный элементарный объем, смещающийся в уширение

Пусть условно весь объем металла в пределах боковой зоны ABD (рис. 4) будет деформироваться в направлении уширения.

Из равенства элементарных смещенных объемов можно записать:

$$h_x dx \frac{dB_x}{4} = -\frac{1}{2} y dh_x dx. \quad (4)$$

Из выражения (4)

$$dB_x = -2y \frac{dh_x}{h_x}. \quad (5)$$

Зависимость между y и h_x может быть найдена из условия, что в зоне уширения средние по высоте очага деформации поперечные напряжения σ_y и средние по высоте продольные напряжения σ_x должны быть приблизительно равны. Таким образом, если на протяжении всей границы зон $\sigma_y = \sigma_x$, то вдоль границы должно выполняться условие $d\sigma_y = d\sigma_x$.

Приближенно $d\sigma_x$ можно выразить так [7]:

$$d\sigma_x = \left(2\tau_s \mp \frac{\tau_x}{\operatorname{tg}\varphi} \right) \left(\frac{dh_x}{h_x} \right), \quad (6)$$

где τ_x — контактные касательные напряжения, действующие в продольном направлении.

Аналогично из условия равновесия элемента металла шириной dy в направлении уширения находим

$$d\sigma_y = \left(\frac{2\tau_y}{h_y} \right) dy, \quad (7)$$

где τ_y — контактные касательные напряжения, действующие в поперечном направлении.

Приравняв правые части выражений (6) и (7), легко найти значение

$$dy = \frac{1}{2} \left(\frac{2\tau_s}{\tau_y} \mp \frac{\tau_x}{\tau_y \operatorname{tg}\varphi} \right) h_y \frac{dh_x}{h_x}.$$

Значения τ_x и τ_y примем соответственно равными [11]:

$$\tau_y = f_y 2\tau_s; \quad \tau_x = f_x 2\tau_s,$$

откуда

$$dy = \frac{1}{2} \left(\frac{2\tau_s}{2f_y\tau_s} \mp \frac{2f_x\tau_s}{2f_y\tau_s \operatorname{tg}\varphi} \right) h_y \frac{dh_x}{h_x}. \quad (8)$$

Обозначив $\operatorname{tg}\varphi = \Delta h / (2l)$, после соответствующей подстановки в уравнение (8) будем иметь

$$dy = \frac{1}{2} \left(\frac{1}{f_y} \mp \frac{f_x 2l}{f_y \Delta h} \right) h_y \frac{dh_x}{h_x}.$$

Подставив $h_x = h_1 + x \frac{\Delta h}{l}$ в последнее выражение, получим

$$dy = \left(\frac{\Delta h}{2f_y} \mp \frac{f_x}{f_y} \right) h_y \frac{dx}{h_1 + x(\Delta h/l)}.$$

Проинтегрировав данное выражение, найдем

$$y = \left(\frac{l f_x}{\Delta h f_y} \mp \frac{1}{2f_y} \right) h_y \ln \frac{h_0}{h_1 + x(\Delta h/l)}. \quad (9)$$

После подстановки (9) в уравнение (5) получим

$$dB_x = \frac{1}{f_y} \left(\frac{2l f_x}{\Delta h} \mp 1 \right) \ln \frac{h_1 + x(\Delta h/l)}{h_0} dh_x. \quad (10)$$

Величины h_x и h_y , входящие в уравнения (5) и (9), сокращаются, так как значения их вдоль линии AD равны.

После интегрирования выражения (10) и простых преобразований будем иметь

$$B_x = B_0 + \frac{1}{f_y} \left(\frac{2l f_x}{\Delta h} \mp 1 \right) \left(h_x \ln \frac{h_x}{h_0} - h_x + h_0 \right), \quad (11)$$

где $h_x = h_1 + x(\Delta h/l)$.

В выражении (11) знак « \rightarrow » в первых скобках записывается для зоны отставания, знак « \leftarrow » — для зоны опережения. Высоту нейтрального сечения, которое делит зону деформации на зоны отставания и опережения, определяем по формуле [7]

$$h_n = h_1 + 2R(1 - \cos \gamma_n),$$

где h_1 – конечная ширина заготовки; R – радиус валков; γ_n – нейтральный угол.

Значение нейтрального угла находим по формуле [7]

$$\sin \gamma_n = 0,5 \sin \alpha - (1 - \cos \alpha) / (2f),$$

где α – угол контакта прокатываемого металла с валками:

$$\alpha = \sqrt{(h_0 - h_1) / R}.$$

Для подтверждения теоретического анализа по определению уширения на экспериментальной установке (при различных условиях прокатки) были прокатаны свинцовые заготовки размерами $h_0 = 22$ мм, $B_0 = 90$ мм, $L_0 = 140$ мм. После прокатки измерили уширение с помощью штангенциркуля с точностью до 0,1 мм.

Результаты расчетов и опытов по определению уширения приведены в табл. 1.

Таблица 1

Расчетные и опытные значения уширения полосы

Вариант прокатки	ΔB , мм	
	Теоретические результаты	Эксперимент
Прокатка на гладкой оправке:		
без смазки	7,9	8,0
со смазкой	4,8	5,0
Прокатка на оправке с продольными канавками:		
без смазки	5,6	5,6
со смазкой	4,3	4,4

Анализируя полученные данные, можно сделать следующие выводы:

1) результаты экспериментов показали удовлетворительную сходимость с опытными данными, что доказывает правильную постановку теоретической задачи;

2) продольная насечка на оправке снижает уширение на 20%, а при наличии смазки, нанесенной на оправку, – на 40% по сравнению с прокаткой на гладкой оправке. Вследствие этого можно существенно снизить объем металла, обрезаемого с концов прокатанной полосы.

ЛИТЕРАТУРА

1. Изготовление полос переменной толщины для малолистовых рессор / А.В. Степаненко, Л.А. Исаевич, В.А. Король, В.А. Томило // Кузнечно-штамповочное производство. 1997. № 6. С. 15 – 17.

2. Третьяков А.В., Трофимов Г.К., Зюзин В.И. Механические свойства металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1989. 544 с.

3. Теория прокатки / А.И. Целиков, А.Д. Томленов, В.И. Зюзин и др. М.: Металлургия, 1982. 335 с.
4. *Громов И.П.* Теория обработки металлов давлением. М.: Металлургия, 1978. 360 с.
5. *Павлов И.М.* Теория прокатки. М.: Металлургия, 1950. 610 с.
6. *Гелеи Ш.* Расчет усилий и энергии при пластической деформации металлов. М.: Металлургиздат, 1958. 420 с.
7. *Целиков А.И., Никитин Г.С., Рокотян С.Е.* Теория продольной прокатки. М.: Металлургия, 1980. 318 с.
8. *Макушок Е.М.* Самоорганизация деформационных процессов. Мн.: Навука і тэхніка, 1991. 272 с.
9. *Крагельский И.В.* Износ и трение. М.: Машиностроение, 1968. 480 с.
10. *Северденко В.П.* Лабораторный практикум по теории обработки металлов давлением. Мн.: Выш. шк., 1975. 304 с.
11. *Чекмарев А.П.* Теория прокатки // Мат-лы Всесоюз. науч.-техн. конф. «Теоретические проблемы прокатного производства». М.: Металлургия, 1975. С. 33–37.

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ МЕТАЛЛУРГИИ

УДК 541.183.5:184.23

А.С. ПАНАСЮГИН, канд. хим. наук (БНТУ),
Г.В. БОНДАРЕВА, канд. хим. наук (ИОНХ* НАН Беларуси),
Н.П. МАШЕРОВА, канд. хим. наук (ВА РБ**)

УДАЛЕНИЕ ДИОКСИДА СЕРЫ И АММИАКА ИЗ ВОЗДУШНОЙ СРЕДЫ

Одним из наиболее вредных с точки зрения экологии технологических процессов является формовочное производство, при котором в атмосферу выделяется большое количество загрязняющих веществ. Состав газовых выбросов зависит от химической природы используемых связок и включает в большинстве случаев аммиак, оксиды серы и бензол.

Данная работа посвящена рассмотрению сорбционных свойств монтмориллонита, модифицированного полигидроксикомплексами (ПГК) металлов различной природы, по отношению к газам кислой и основной природы на примере аммиака и сернистого газа.

Монтмориллонит представляет собой алюмосиликатный материал слоистого типа. Он имеет слоисто-столбчатую структуру и формируется в результате раздвижения пакетов слоистого алюмосиликата ПГК многовалентных металлов, которые после прокаливания превращаются в кластеры оксидов, образуя опоры, фиксирующие слои глины на определенном расстоянии друг от друга.

В качестве исходного материала использовали монтмориллонитовую глину Асканского месторождения (Грузия) следующего состава, % (по массе): SiO_2 – 53,3, Al_2O_3 – 18,1, Fe_2O_3 – 0,84, MgO – 4,9, CaO – 1,65, Na_2O – 1,1, K_2O – 0,32, H_2O – 7,98.

Приготовление ПГК металлов и модифицирование ими монтмориллонита осуществляли согласно методикам, приведенным в [1–5]. Удельную поверхность ($S_{\text{уд}}$) модифицированных образцов монтмориллонита определяли по низкотемпературной сорбции азота на экспресс-анализаторе «Micromeritics 2200». Значения первого базального отражения (d_{001}) модифицированных глин определяли на дифрактометре «Simens 5000» после высушивания образцов при 120 °С. Адсорбционно-структурные характеристики полученных образцов рассчитывали на основании изотерм адсорб-

* Институт общей и неорганической химии.

** Военная академия Республики Беларусь.

ции-десорбции паров бензола. Изотермы сорбции аммиака и сернистого газа снимали весовым методом при 20 °С.

Согласно данным, приведенным в табл. 1, модифицирование приводит к значительному раздвижению алюмосиликатных слоев, что находит отражение в увеличении значения d_{001} от 0,95 нм для исходного состава до 2,42 нм для модифицированного. Примечательно, что $S_{уд}$ образцов монтмориллонита, содержащих гетероядерные ПГК, составляет 250...280 м²/г, что несколько выше значения этого параметра, характеризующего монтмориллонит, модифицированный индивидуальными комплексами железа и алюминия (190 и 180 м²/г соответственно).

Таблица 1

Характеристики природного и модифицированного монтмориллонита

Металлы-модификаторы	d_{001} , нм	$S_{уд}$, м ² /г
Al	1,75	180
Fe-Al	1,63	250
Fe-Ni	2,42	270
Fe-Zr	1,65	280
Fe	1,59	190
Монтмориллонит в Na ⁺ -форме	0,9	60

По форме изотерм сорбции паров бензола, представленных на рис. 1, а, можно судить о наличии в пористой структуре модифицированных образцов значительной доли мезопор радиусом более 20 нм. Крутой подъем изотерм в области низких давлений, характерный для образцов с ПГК Al и Fe-Al, свидетельствует о присутствии в пористой структуре значительной доли микропор.

На рис. 1, б приведены изотермы сорбции аммиака, из которых следует, что максимальной сорбционной способностью обладает образец, содержащий ПГК Fe. Введение дополнительных металлов в структуру модифицированного монтмориллонита приводит к ухудшению его сорбционных свойств. Наименьшей сорбционной способностью обладает монтмориллонит, модифицированный ПГК Al. Показанные на рис. 1, в изотермы адсорбции сернистого газа свидетельствуют о том, что все модифицированные образцы, кроме Al-содержащего, сорбируют SO₂ хуже, чем NH₃. Судя по форме изотерм, насыщение сорбентов достигается уже при значениях p/p_s , близких к 0,2...0,3.

Сравнение данных, приведенных на рис. 1, б и в, с данными табл. 1 показывает отсутствие корреляции между величиной сорбции по NH₃ и по SO₂ и значением $S_{уд}$. Следовательно, адсорбция на поверхности модифицированного монтмориллонита как кислого, как и основного газа реализуется не только посредством сил физической адсорбции, но также и за счет хемосорбции. Тот факт, что модифицированный сорбент, содержащий ПГК Fe и гетероядерные ПГК с другими металлами, сорбирует аммиак лучше, чем сернистый газ, объясняется наличием на его поверхности адсорбционных центров кислого характера.

Таким образом, проведенные исследования показали, что материалы на основе монтмориллонита, модифицированного ПКГ железа и алюминия, обладают высокими сорбционными свойствами по отношению к аммиаку и сернистому газу соответственно.

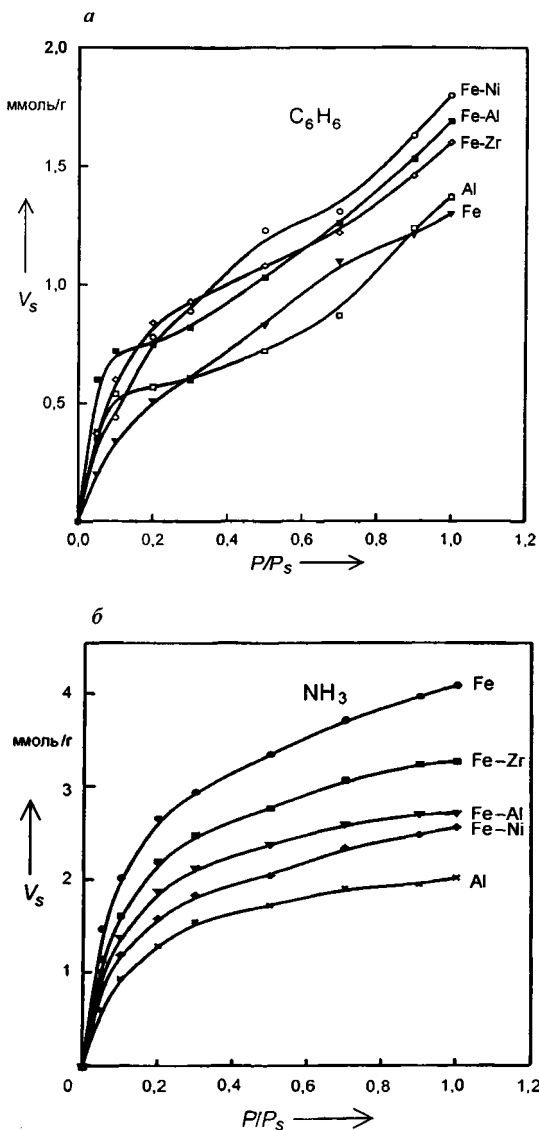


Рис. 1. Изотермы адсорбции образцами модифицированного монтмориллонита:

а – бензола; б – аммиака; в – диоксида серы

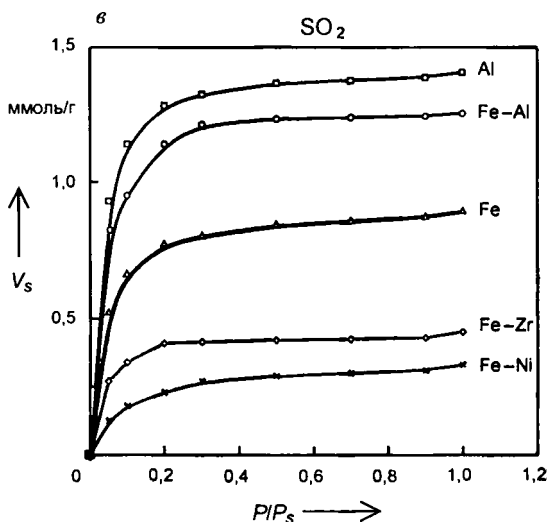


Рис. 1. (окончание)

ЛИТЕРАТУРА

1. Структура и термическая устойчивость монтмориллонита, модифицированного комплексом железа-циркония / В.С. Комаров, А.С. Панасюгин, Н.Е. Трофименко и др. // *Весті НАНБ. Сер. хім. наук.* 1992. № 2. С. 8 – 11.
2. Монтмориллонит, интеркалированный олигомерными комплексами Fe-Ni / А.С. Панасюгин, А.И. Ратько, Н.Е. Трофименко и др. // *ЖПХ.* 1993. № 5. С. 1030 – 1034.
3. Влияние условий синтеза на физико-химические свойства сорбентов на основе монтмориллонита и основных солей железа / В.С. Комаров, А.С. Панасюгин, Н.Е. Трофименко и др. // *Коллоидный журн.* 1995. Т. 57. № 1. С. 51 – 54.
4. Комаров В.С., Панасюгин А.С., Ратько А.И. Влияние гидрокомплексов алюминия, железа и циркония на пористую структуру монтмориллонита // *Весті АН БССР. Сер. хім. наук.* 1991. № 5. С. 20 – 24.
5. Влияние смешанных гидрокомплексов Fe-Al на пористую структуру / А.С. Панасюгин, А.И. Ратько, Н.Е. Трофименко, Н.П. Машерова // *Коллоидный журн.* 1999. Т. 62. № 5. С. 1 – 6.

СОДЕРЖАНИЕ

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

<i>Постольник Ю. С., Зинченко Ю. Н., Тимошкольский В. И., Ратников П. Э., Трусов В. А.</i> Температурное состояние массивного цилиндрического слитка в радиационном противотоке	3
<i>Маточкин В. А., Стеблов А. Б., Айзин Ю. М., Куклев А. В., Тимохин О. А., Тиняков В. В., Топтыгин А. М.</i> Совершенствование оборудования и технологии непрерывной разливки сталей с повышенными требованиями к качеству на блюмовой МНЛЗ Белорусского металлургического завода	9
<i>Тимошпольский В. И., Самойлович Ю. А., Трусова И. А., Мандель Н. Л., Андрианов Д. Н.</i> Расчеты нагрева и охлаждения стальных изделий с использованием метода конечных элементов (теоретические основы)	16
<i>Самойлович Ю. А., Тимошпольский В. И., Андрианов Д. Н., Маточкин В. А., Мандель Н. Л.</i> Влияние пластичности литой стали на характер термонапряженного состояния непрерывнолитой заготовки	25
<i>Тимошпольский В. И., Самойлович Ю. А., Андрианов Д. Н. Тищенко В. А., Щербачев В. И., Котов И. В.</i> Термонапряженное состояние непрерывнолитых заготовок сечением 250×300 мм при нагреве в печи с шагающими балками	35

ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

<i>Слуцкий А. Г., Довнар Г. В., Сметкин В. А., Павлович В. В., Трубицкий Р. Э.</i> Исследование процесса экономического легирования гильзового чугуна	43
<i>Немененко Б. М., Трибушевский В. Л., Шуранков С. Е., Каленик О. Н.</i> Промышленное использование алюминиевых сплавов, выплавленных из окисленных отходов	47
<i>Марукович Е. И., Бевза В. Ф., Чудаков С. Р.</i> Теплообмен на водоохлаждаемой поверхности кристаллизатора при непрерывно-циклическом литье намораживанием	51
<i>Барановский Э. Ф., Ильющенко В. М., Пумтур В. А., Петруня Ю. В.</i> Исследование условий охлаждения при горизонтальном непрерывно-шаговом литье цинковой полосы	58
<i>Карпенко М. И., Марукович Е. И.</i> Комплексно-легированные литейные сплавы для износостойких деталей	62
<i>Бодяко А. М., Галагаев С. В.</i> Анализ работы металлопровода при получении литых заготовок методом непрерывно-циклического намораживания	65
<i>Бодяко А. М., Галагаев С. В., Мельников И. А., Соколовский В. А.</i> Расчет тепловых и прочностных характеристик биметаллических цилиндров пневмокомпрессоров	74
<i>Земсков И. В., Филанович И. К., Королев К. В., Горецкий Г. П.</i> Исследование структуры и свойств вольфрамсодержащих сталей для прессового инструмента . . . 83	83

МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ

<i>Горанский Г.Г.</i> О кинетике и параметрах перекристаллизации метастабильных аморфных сплавов на основе железа	89
<i>Луценко В.А., Парусов В.В.</i> Рекристаллизация аустенита в стали 80 при температурно-деформационной обработке	94
<i>Ковалевский В.Н., Григорьев С.В.</i> Эрозионная стойкость слоистых материалов, полученных сваркой взрывом	96
<i>Ковалевский В.Н., Фигурин К.Б.</i> Кристаллизация аморфных пленок титана и синтез керамических покрытий	107
<i>Голубцова Е.С., Каледин Б.А.</i> Исследование электропроводной SiC-керамики	111
<i>Голубцова Е.С.</i> Области применения конструкционной керамики	114

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ

<i>Жучков С.М., Лохматов А.П., Ключников К.Ю., Сикачина И.В.</i> Выбор оптимального шага аппроксимации контура готового холоднокалиброванного профиля при машинном расчете маршрута переходов	119
<i>Шиманович И.М.</i> Влияние параметров процесса прямой и обратной ротационной вытяжки на величину нейтральных углов в очаге деформации	123
<i>Ершов С.В.</i> Методы расчета напряженно-деформированного состояния при прокатке профилей с использованием метода конечных элементов	128
<i>Исаевич Л.А., Герасимова А.Г., Сидоренко М.И.</i> Расчет уширения концевых частей полосы при прокатке на оправке	134

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ МЕТАЛЛУРГИИ

<i>Панасюгин А.С., Бондарева Г.В., Машерова Н.П.</i> Удаление диоксида серы и аммиака из воздушной среды	142
--	-----

Научное издание

МЕТАЛЛУРГИЯ

Выпуск 27

Редактор *Е.В. Малышева*
Художественный редактор *В.А. Ярошевич*
Технический редактор *Н.А. Лебедевич*
Корректоры *В.И. Аверкина, Т.К. Хваль*
Компьютерная верстка *Ю.Л. Верлыго*

Подписано в печать с диапозитивов 24.11.2003. Формат 60×90/16. Бумага офсетная. Гарнитура «Ньютон». Офсетная печать. Усл. печ. л. 9,25. Уч.-изд. л. 9,94. Тираж 200 экз. Заказ 3632.

Республиканское унитарное предприятие «Издательство “Вышэйшая школа”». Лицензия ЛВ № 5 от 22.12.2002. 220048, Минск, проспект Машерова, 11.

Республиканское унитарное предприятие «Типография “Победа”». 222310, Молодечно, ул. Тавлая, 11.